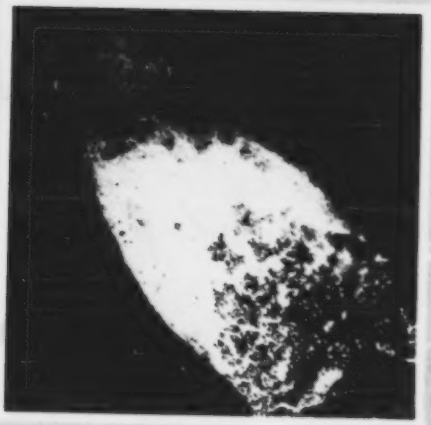
27562

Jacques Masounave*
François G. Hamel*
Claude Bathias**

Nouveaux matériaux métalliques et nouveaux procédés de fabrication

New metallic materials and new fabrication processes



NOTES AU LECTEUR

Les idées exprimées dans ce document sont celles des auteurs et ne sont pas nécessairement partagées par l'Institut de génie des matériaux ou par le Conseil national de recherches du Canada. Les auteurs en assument l'entière responsabilité.

Les textes de cet ouvrage sont soit en français soit en anglais, selon la langue dans laquelle ils ont été soumis par les auteurs.

NOTES TO THE READER

The views expressed in this document are those of the authors who assume their full responsability. They are not necessarily shared by the Industrial Materials Research Institute or by the National Research Council of Canada.

The texts of these volumes are either in English or French, depending on the language preferred by the authors.

Page couverture: microstructure d'une dent d'engrenage obtenu par moulage-forgeage d'un alliage rhéocoulé en zinc-aluminium. Cet engrenage symbolise les procédés de fabrication des nouveaux matériaux métalliques et le maillage, les méthodes de modélisation numériques.

Cover picture: microstructure of the teeth of a squeeze-cast gear in a rheocast zinc-aluminum alloy. The gear represents the fabrication processes of the new metallic materials and the mesh, the numerical modelling techniques.

IGM87D-000-547-G
CNRC 27562
ISBN 0-660-92064-6

Nouveaux matériaux métalliques et nouveaux procédés de fabrication

New metallic materials and new fabrication processes

Conception graphique: Lymburner & Associés
Composition typographique Compo Em Inc.
Impression: Imprimerie Héon & Nadeau Ltée

Jacques Masounave*
François G. Hamel*
Claude Bathias**

Éditeurs scientifiques *Scientific Editors*

* Institut de génie des matériaux
** Université de Technologie de Compiègne

Nouveaux matériaux métalliques et nouveaux procédés de fabrication

New metallic materials and new fabrication processes

Conseil national de recherches Canada
National Research Council Canada
1987

LISTE DES AUTEURS
AUTHORS LIST

T.E. Dancy	Consultant, anciennement de Sidbec-Dosco/*previously from Sidbec Dosco*
J. Masounave*, M. Suéry** et J. Blain*	* Institut de génie des matériaux ** Institut National Polytechnique de Grenoble
B. Bryan, A.G. Glover et A. Ditschun	Welding Institute of Canada
J.A. Fernandez	LePage Canada Ltd
K.G. Davis	CANMET
R. Angers	Département de mines et métallurgie, Université Laval
J.O. Ström-Olsen	McGill University
L.E. Collins et Z.S. Wronski	CANMET
D.M. Moore et D.J. Lloyds	Alcan International Ltd
S. Dallaire	Institut de génie des matériaux
M.N. Bassim, Y. Yannacopoulos et M.C. Chaturvedi	University of Manitoba
C. Bathias et J.P. Bonnafe	Université de Technologie de Compiègne
C. Stolz	École Polytechnique Palaiseau
J.C. Gelin	Université de Valenciennes
J. Frelat et G. Inglebert	École Polytechnique Palaiseau
M. Predeleanu	L.M.T. Cachan

TABLE DES MATIÈRES
TABLE OF CONTENTS

CHAPTER 1

Evolution of steel technology

T.E. Dancy

1.	**History**	1.1
2.	**The Present**	1.3
3.	**The Future**	1.9
4.	**Conclusion**	1.13
	References	1.14

CHAPITRE 2

Formage des métaux pâteux

J. Masounave, M. Suéry et J. Blain

1.	**Introduction**	2.1
2.	**Historique**	2.2
2.1	Historique de la rhéocoulée	2.2
2.2	Historique des montages expérimentaux	2.3
3.	**Principes d'élaboration des métaux**	2.6
3.1	Origine d'une structure globulaire par agitation	2.6
3.2	Origine d'une structure globulaire par traitement thermique	2.10
3.2.1	Globularisation d'une structure dendritique	2.10
3.2.2	Évolution de la structure globularisée	2.11
3.2.3	Perspective d'avenir de la globularisation	2.12
4.	**Comportement thixotropique des gelées métalliques**	2.13
4.1	Viscosité	2.13
4.2	Fluidité	2.15
4.3	Déformation entre plateaux	2.16
5.	**Procédés de mise en forme a l'état semi-liquide**	2.19
5.1	Moulage injection	2.20
5.2	Extrusion	2.23
5.3	Moulage-forgeage	2.26
5.3.1	Principes généraux	2.26
5.3.2	Mise en forme à l'état semi-liquide	2.28
5.4	Forgeage	2.29
5.5	Laminage	2.33

6.	**Composites**	**2.35**
6.1	Production	2.35
6.2	Analyse des propriétés mécaniques	2.36
6.2.1	Compression	2.36
6.2.2	Traction	2.38
6.3	Perspectives d'avenir	2.38
7.	**Traitements thermiques**	**2.39**
8.	**Propriétés mécaniques**	**2.42**
8.1	Introduction	2.42
8.2	Pièces obtenues directement après rhéocoulée	2.42
8.3	Pièces obtenues par mise en forme après rhéocoulée	2.45
9.	**Perspectives d'avenir**	**2.48**
	Références	**2.51**

CHAPTER 3

Welding processes; current status, developments and future trends

B. Bryan, A.G. Glover et A. Ditschun

1.	**Introduction**	**3.1**
2.	**Shielded Metal Arc Welding**	**3.1**
3.	**Gas Metal Arc Welding**	**3.4**
4.	**Flux-Cored Arc Welding**	**3.8**
5.	**Submerged Arc Welding**	**3.10**
6.	**Gas Tungsten Arc Welding**	**3.13**
7.	**Plasma Arc Welding**	**3.14**
8.	**Electron Beam Welding**	**3.16**
9.	**Laser Welding**	**3.19**
10.	**Diffusion Welding**	**3.21**
11.	**Other Process Innovations**	**3.24**
12.	**Automation in Welding**	**3.29**
13.	**Summary**	**3.33**
14.	**References**	**3.35**

CHAPTER 4

Advances in metal bonding

J.A. Fernandez

1.	**Introduction**	**4.1**

2.	**Structural bonding of metals in the aerospace industry**	4.1
2.1	Elucidation of the chemical composition and structure of the oxide layer and of the mechanisms of hydrolitic bond failure	4.2
2.2	Development of prebond surface preparations for aluminum and test methods that predict field performance	4.6
2.3	Developments in bonding techniques for titanium and steel	4.8
3.	**Vacuum spectroscopies applied to bond analysis**	4.14
4.	**The scanning acoustic microscope and its application to the analysis of bonded interfaces**	4.15
5.	**Advances in metal bonding adhesives**	4.16
5.1	Adhesives for the bonding for fiber reinforced plastics (FRP) in the automotive industry	4.16
5.2	Developments in high temperature adhesives	4.17
5.2.1	Range I adhesives	4.18
5.2.2	Range II adhesives	4.18
5.2.3	Range III adhesives	4.18
5.2.4	New high temperature adhesives	4.19
6.	**Summary and Areas for continued Research**	4.20
	References	4.22

CHAPTER 5

New developments in the foundry industry

K.G. Davis

1.	**Introduction**	5.1
2.	**The foundry industry — What of the future?**	5.1
3.	**Recent advances in equipment and processes**	5.3
3.1	Moulding	5.3
3.2	Melting	5.8
3.2.1	Induction melting	5.8
3.2.2	Cupola melting	5.8
3.2.3	AOD refining	5.9
3.3	Casting Techniques	5.9
3.3.1	Electroslag casting	5.9
3.3.2	The Cosworth process	5.9
3.3.3	The use of filters	5.11
3.4	Foundry Alloys	5.11

4.	**Statistical process control**	5.13
5.	**Computers in the foundry**	5.17
5.1	Software	5.17
5.2	Real time control	5.17
5.3	Robots	5.19
6.	**Future trends, and current foundry research at PMRL/CANMET**	5.20
	References	5.23

CHAPITRE 6

La métallurgie des poudres et son rôle dans le développement de nouveaux matériaux

R. Angers

1.	**Introduction**	6.1
2.	**Procédés de la métallurgie des poudres**	6.1
3.	**La métallurgie des poudres et les nouveaux matériaux**	6.17
3.1	Matériaux magnétiques	6.17
3.2	Matériaux électriques	6.17
3.3	Composites	6.20
3.4	Matériaux renforcés par dispersion	6.24
3.5	Solidification rapide	6.27
3.6	Biomatériaux	6.29
4.	**Conclusions**	6.31
	Références	6.32

CHAPTER 7

Amorphous metals: properties and applications

J.O. Ström-Olsen

1.	**Introduction**	7.1
2.	**History**	7.1
3.	**Manufacture**	7.2
4.	**Structure**	7.2
5.	**Mechanical Properties**	7.7
6.	**Electronic Properties**	7.7
7.	**Chemical Properties**	7.11

8.	**Magnetic Properties**	7.12
9.	**Applications**	7.13
10.	**The Future**	7.16
	References	7.17

CHAPTER 8

Rapidly solidified metals

L E Collins et Z S Wronski

1.	**Introduction**	8.1
2.	**Microstructure Refinement**	8.1
2.1	Grain Size	8.2
2.2	Extension of Solid Solubility	8.2
2.3	Refinement of Segregation Pattern	8.3
2.4	Metastable Phases	8.6
3.	**Solidification**	8.7
3.1	Solidification on a Cold Substrate	8.9
3.2	Heat Flow in a Spherical Droplet	8.13
4.	**Rapid Solidification Processes**	8.15
4.1	Production of Strip	8.15
4.2	Atomization Technique	8.18
4.3	Surface Melting Processes	8.21
5.	**Consolidation**	8.22
5.1	Composite Materials	8.22
5.2	Hot Working	8.23
5.3	High Energy Rate Compaction	8.24
5.4	Spray Forming	8.26
6.	**Applications of Rapid Solidification**	8.26
6.1	Mechanical Properties	8.28
6.2	High Temperature Alloys	8.30
6.3	Corrosion Resistance	8.31
6.4	Soft Magnetic Alloys	8.33
6.5	Fe-Nd-B Permanent Magnets	8.35
7.	**Conclusions**	8.37
	References	8.39

CHAPTER 9

Some recent developments in aluminum alloys

D.M. Moore et D.J. Lloyds

1.	**Aluminum-lithium alloys**	**9.1**
2.	**Aluminum-iron-manganese wrought eutectic alloy**	**9.5**
3.	**Rapidly solidified aluminum-chromium-zirconium alloy**	**9.13**
4.	**Summary**	**9.17**
	References	**9.18**

CHAPITRE 10

Les revêtements céramiques: outils de développement technologique

S. Dallaire

1.	**Introduction**	**10.1**
2.	**Le choix d'un procédé de revêtement**	**10.1**
3.	**Les divers types de revêtements céramiques**	**10.2**
4.	**Diverses applications des revêtements céramiques**	**10.6**
4.1	L'électronique	10.6
4.2	La protection contre l'usure	10.6
4.3	La protection à température élevée	10.7
4.4	L'optique	10.9
4.5	La décoration	10.9
5.	**Procédés importants**	**10.9**
5.1	Le dépôt physique en phase vapeur	10.9
5.1.1	L'évaporation	10.9
5.1.2	Le plaquage ionique réactif	10.11
5.1.3	La pulvérisation cathodique réactive	10.11
5.1.4	La microstructure des dépôts	10.11
5.2	Le dépôt chimique en phase vapeur	10.12
5.2.1	Description du procédé	10.14
5.2.2	L'équipement	10.15
5.2.3	Les réactions de formation	10.16
5.2.4	Les propriétés des dépôts	10.17
5.3	La projection par plasma	10.17
5.3.1	La description du procédé	10.18
5.3.2	La microstructure des dépôts	10.18
5.3.3	Les propriétés des dépôts	10.19
5.3.4	Les techniques avancées en projection par plasma	10.20

6. Les futurs développements 10.23
7. Conclusion 10.24
Références 10.25

CHAPTER 11

Polymeric coatings

M.N. Bassim, Y. Yamacopoulos et M.C. Chaturvedi

1. Introduction 11.1
2. Chemistry of polymeric coatings 11.2
2.1 Chemistry of polymeric reactions 11.2
2.2 Reactions of polymers with the environment 11.3
3. Polymer coatings 11.7
4. Application of polymeric coatings 11.8
5. Adhesion of coating 11.10
6. Testing of polymer coatings 11.13
7. Use of coating against corrosion/corrosion fatigue 11.15
8. Conclusions 11.17
References 11.18

CHAPITRE 12

Le grenaillage et ses effets bénéfiques

C. Bathias et J.P. Bonnafe

1. Introduction 12.1
2. Contraintes résiduelles introduites par grenaillage 12.1
3. Influence des contraintes résiduelles sur l'endommagement 12.6
4. Évolutions des contraintes résiduelles en fonction de l'endommagement 12.10
5. Comportement des alliages d'aluminium grenailles 12.16
6. Comparaison entre le grenaillage de l'alliage 2024 et celui du 7075 ..... 12.17
7. Influence et évolutions des contraintes en surface dans les alliages d'aluminium 12.22
8. Évolutions des contraintes en profondeur: cas du grenaillage dans les alliages d'aluminium 12.24
9. Conclusions 12.25
Références utiles 12.27

CHAPITRE 13

Analyse du problème de vitesse en transformation finie élastoplastique et algorithme de résolution numérique.

C. Stolz

1.	**Introduction**	**13.1**
2.	**Description de l'équilibre et notation**	**13.1**
3.	**Étude de la transformation élastoplastique**	**13.3**
4.	**Description du comportement**	**13.5**
5.	**Existence du potentiel U:** $\dot{\theta}^T = \frac{\partial U}{\partial \nabla_v}$	**13.7**
6.	**Formulation et mise en oeuvre d'une méthode numérique**	**13.11**
7.	**Conclusion**	**13.16**
	Références	**13.17**

CHAPTER 14

Computation of plastic flows in metal forming processes

J.C. Gelin, J. Oudin, P. Picart, Y. Ravalard

1.	**Introduction**	**14.1**
2.	**The basic mechanical problem**	**14.3**
3.	**Description of the kinematic elements method**	**14.7**
3.1	Kinematic elements in plane strain-conditions	14.7
3.1.1	Rectangular element	14.7
3.1.2	Triangular elements	14.9
3.1.3	Trapezoïdal elements	14.10
3.2	Kinematic elements in axisymmetric strains	14.13
3.2.1	Rectangular axisymmetric element	14.13
3.2.2	Triangular axisymmetric elements	14.15
3.3	Simplicial formulation	14.17
3.4	Computation of normal stresses on tool surfaces	14.18
4.	**Application of the kinematic elements method to metal forming processes**	**14.19**
4.1	Application to plane-strain processes	14.19
4.1.1	Backward extrusion in plane strain	14.19
4.1.2	Forging of a rib in plane-strain	14.21
4.1.3	Forging of a square product	14.24
4.2	Application to axisymmetric processes	14.25
5.	**Formulation of the finite element method for the elastic-plastic behaviour in large strains**	**14.27**
5.1	Incremental equilibrium equations	14.27
5.2	Nonlinear constitutive equations	14.31

5.2.1 Elastic-plastic constitutive equations 14.32
5.2.2 Elastic-viscoplastic constitutive equations 14.32

6. Computation of stresses and internal parameters 14.33

7. Contact and friction problems 14.36

8. Numerical application of large strains elastic-plastic finite element method to metal forming processes 14.39

8.1 Compression of a ring 14.39
8.2 Crushing of a ring 14.39
8.3 Upsetting of a cylinder 14.42
8.4 A forward extrusion problem 14.49

9. Conclusions 14.50

References 14.55

CHAPITRE 15

Modélisation du roulement et du grenaillage

Joël Frelat, Geneviève Inglebert

1. Introduction 15.1

2. Les bases de l'analyse simplifiée des structures dans le cas de l'écrouissage cinématique linéaire 15.2

3. Cas d'un massif semi-infini: hypothèses, principe de la méthode roulement et grenaillage 15.4

3.1 Hypothèses 15.4
3.1.1 Hypothèses sur le comportement du massif 15.4
3.1.2 Hypothèses sur le chargement 15.5
3.2 Roulement sans frottement d'un cylindre; cas de l'adaptation 15.6
3.2.1 État actuel 15.6
3.2.2 Forme des champs de contrainte résiduelle et de déformation plastique 15.7
3.2.3 Passage particulier du champ E^p au champ des paramètres transformés Y 15.8
3.2.4 Passage particulier du champ Y au champ E^p 15.9
3.2.5 Cas où le champ Y n'est pas connu partout 15.10
3.2.6 Construction locale des paramètres transformés Y 15.10
3.2.7 Déformations plastiques et contraintes résiduelles 15.13
3.3 Projections répétées d'une sphère; cas de l'accomodation 15.14
3.3.0 Hypothèses complémentaires 15.14
3.3.1 État actuel résiduel 15.15
3.3.2 Formes des champs R, E^p, Y résiduels et passages $E^p \to R$; $E^p \to Y$ 15.15
3.3.3 Passage particulier pour les champs résiduels $Y \to E^p \to R$ 15.16

3.3.4 Constructions locales du champ Y résiduel 15.16
3.3.5 Déformations plastiques et contraintes résiduelles 15.21
3.4 Conclusions 15.21

4. Application à des cas concrets de grenaillage 15.22
4.1 Grenaillage d'une plaque 15.22
4.1.1 Hypothèses 15.22
4.1.2 Formes des champs R, E^p, Y 15.22
4.1.3 Détermination locale partielle de Y(z) initial, construction de $E^p(z)$ 15.24
4.1.4 Construction de R(z) 15.24
4.1.5 Construction du champ Y(z). Vérification 15.25
4.2 Grenaillage d'un cylindre 15.25
4.2.1 Hypothèses 15.25
4.2.3 Problème global: Passage particulier $E^p \rightarrow R$ 15.28
4.2.2 Forme des champs R, E^{ine}, E^p 15.28
4.2.4 Détermination locale partielle de Y, construction de $E^p(r)$ 15.30
4.2.5 Détermination de R(r), vérification de Y(r) 15.30
4.2.6 Extensions 15.31

5. Conclusion 15.32

Références 15.34

CHAPITRE 16

Endommagement ductile appliqué à la mise en forme

M. Predeleanu

1. Introduction 16.1
1.1 Le concept d'endommagement plastique ductile 16.1
1.2 Effets sur le comportement élastique 16.2
1.3 Effets sur le critère de plasticité 16.3

2. Modèles de comportement elasto-plastique des solides endommagés 16.6
2.1 Variables d'endommagement isotrope 16.6
2.2 Modèles isotropes à une variable d'endommagement 16.8
2.2.1 Modèle basé sur la variation du module d'YOUNG 16.8
2.2.2 Modèle basé sur la variation de la porosité 16.10
2.3 Modèle isotrope généralisé 16.11

3. Applications à la mise en forme 16.18
3.1 Cartes d'isoendommagement 16.18
3.2 Courbes limites d'emboutissage 16.19

Références 16.21

AVANT-PROPOS

La science des matériaux, en tant que science, est relativement récente. Il est bien évident que l'homme, depuis qu'il construit des objets, étudie et travaille des matériaux. Mais ce n'est que fort récemment que l'idée d'une science particulière, qui engloberait l'étude des matériaux, est née. Un peu partout à travers le monde, des institutions spécialisées se penchent sur l'étude de nouveaux matériaux. Il est à peu près évident que le succès technologique et donc économique d'un pays repose beaucoup sur sa capacité de créer et d'utiliser de nouveaux matériaux.

Aujourd'hui il existe de nombreuses approches possibles dans l'étude des matériaux. Les premières études, à caractère fondamental, ont été initiées à partir de l'idée de liaison. Ces études avaient l'avantage de pouvoir tenter d'unifier les propriétés des matériaux. Mais ces études à caractère très fondamental, n'étaient que de peu d'utilité dans l'étude des matériaux réels. En effet, ceux-ci sont entachés par les procédés de fabrication, et contiennent beaucoup de défauts. Il semble donc que l'accent doit être mis sur les procédés de fabrication, et leur incidence sur les propriétés des matériaux obtenus.

Aussi, ce livre se veut un recueil d'information sur les propriétés des grandes classes de matériaux, et leur interaction avec les procédés d'élaboration. La plus grande partie de ce livre est donc consacrée à l'étude des procédés actuels d'élaboration et de leur limitation. L'interaction entre propriétés et procédés de fabrication a été soulignée dans bien des cas. La tendance moderne aux traitements des surfaces est bien représentée. Ces techniques récentes permettent d'obtenir des propriétés d'usage fort acceptables tout en maintenant les coûts à des basses valeurs. Finalement, une branche relativement nouvelle est représentée par la simulation du procédé. En effet, le développement d'un nouveau procédé de fabrication est une opération excessivement coûteuse qui demande beaucoup de temps et d'effort. L'avènement de l'informatique a permis de pouvoir simuler les procédés de fabrication. Une section spécifique permet donc de montrer l'état actuel de ces simulations. Ces études de simulation, encore trop souvent embryonnaires, permettent d'apporter de très grandes améliorations aux procédés de fabrication actuels.

Nous avons donc voulu que ce livre fasse le point des procédés de fabrication et des nouveaux matériaux qui sont issus de ces procédés de fabrication. Très souvent, les auteurs ont émis des jugements quant aux perspectives d'avenir de ces différents procédés. Ces jugements permettront au lecteur de mieux se situer et de lire ce livre avec un oeil critique.

FOREWORD

The study of materials has only recently been considered as a science. Man has studied materials since he started fabricating objects but it is only recently that the idea of a particular science for the study of materials emerged. In various places around the world, specialized institutions are now studying new materials. It is therefore obvious that the technological success, therefore the economic success of a country lies heavily with its capacity to create and to utilize new materials.

Numerous approaches for the study of materials abound nowadays. The first fundamental studies were created with the idea of links, trying to unify materials properties. However, these type of studies were seldom used to study existing materials. These materials are marred by flaws due to the processing methods used to transform them. Therefore, it seems efforts must be geared towards the study of these processes and their influence on the properties of the materials.

This book is a collection of facts on the properties of materials and their interaction with development processes. A large part of this book is dedicated to the study of existing development processes and their limitations.

The link between properties and fabrication processes is outlined in many of the chapters. The modern tendency to surface treatments is well covered. These recent techniques result in very acceptable performance at moderate cost. The last part of the book deals with a new aspect of studies of materials, namely the simulation of processing methods. The development of a new processing methods is in fact very expensive and demands a lot of time and effort. The emergence of computer science now allows us to simulate these processes. One section of this book deals specifically with the current situation in this field of research. These simulation studies, still at the embryonic stage for the most part can bring significant improvements to existing processing methods.

We wanted this book to give the readers an opportunity to take stock on existing processing methods and on the new materials resulting from these processes. The authors have often passed judgements on the future of these various processes, allowing the reader to read this book with a critical eye.

REMERCIEMENTS

Ce livre est né d'une collaboration, maintenant ancienne, entre l'Université de Technologie de Compiègne, et l'Institut de génie des matériaux de Montréal. Ces accords ont occasioné de nombreux échanges et permettent d'organiser périodiquement des rencontres pour faire le point sur des sujets spécifiques.

En juillet 1986, une École d'Été a été organisée à l'Université McGill à Montréal sur le thème des nouveaux matériaux. Elle regroupait plusieurs participants issus d'univers très différents. Après relecture et modification de certains textes, certaines des conférences présentées lors de cette école ont été regroupées pour constituer l'actuel volume.

Rappelons que l'Institut de Génie des Matériaux (IGM) est une division francophone du Conseil national de recherches Canada (CNRC), située dans la région de Montréal. Ce livre a été édité sous l'égide du CNRC, qui a accepté d'en prendre la responsabilité. Le CNRC est donc le premier organisme qui doit être remercié. L'Agence Française pour la Maîtrise de l'Énergie (AFME) a également largement contribué financièrement à la réalisation de ce livre. L'efficacité de Monsieur Philippe Beutin de l'AFME doit particulièrement être soulignée.

Il faut aussi surtout remercier très chaleureusement M. Georges Bata, directeur-fondateur de l'Institut, qui a accepté au nom du CNRC l'édition de ce livre. C'est lui qui a guidé les destinées des premiers pas de cet institut. Son travail inlassable a permis de pouvoir définir les orientations de cet institut. En particulier, il a donné un accent à caractère appliqué aux travaux relativement théoriques qui se poursuivent à l'IGM. Il a souvent insisté sur la relation entre propriétés mécaniques et procédés de fabrication. Très souvent, il a tenté d'unifier l'ensemble des différents matériaux. Ce livre est en partie issu des nombreuses discussions que nous avons eues avec M. Bata. Dans cet effort de vouloir faire le point sur les procédés de fabrication, M. Bata doit donc être très fortement remercié.

L'aide de Mme Johanne Tremblay au niveau du travail de secrétariat fut également fort précieuse. C'est en partie grâce à son travail inlassable et à sa grande connaissance des dossiers que l'École d'Été a pu se réaliser.

La conception graphique de ce livre a été assurée par Lymburner et associés dont nous avons apprécié l'efficacité et le professionnalisme.

ACKNOWLEDGEMENTS

This book is a result of a long collaboration with the Université de Technologie de Compiègne, and the Industrial Materials Research Institute. These working agreements have resulted in numerous exchanges and joint meetings to take stock on specific topics.

In July 1986, a conference on new materials was organized at McGill University in Montreal. Participants were from different backgrounds. Texts submitted during the session are presented in this volume after some editing.

The Industrial Materials Research Institute (IMRI), located near Montreal, is a french speaking division of the National Research Council Canada (NRC). This book is published by the NRC who therefore should be thanked first for its participation. L'Agence Française pour la Maîtrise de l'Énergie (AFME) has also contributed financially to this project. The efficiency of Mr. Philippe Beutin of AFME has to be outlined.

He is also of the utmost importance to thank Mr. George Bata, actual and first director of the Institute who accepted to publish this book on behalf of the NRC. He has guided the first careful steps of this Institute. His relentless efforts have helped to define the Institute's orientation. He has been particularly successful in giving an applied research edge to what was mostly considered theoretical work at the Institute. He has often pointed out the relationship between mechanical properties and processing methods, integrating the various activities and linking them with various materials. This book is partially based on many discussions with Mr. Bata. Mr. Bata deserves out thanks for his effort and reflections on the development of processing methods.

The secretarial services rendered by Mrs. Johanne Tremblay were also deeply appreciated. Her continuing work and its great knowledge of the files were essential for the success of the conference.

This book was designed by Lymburner and associates whose professionalism and effectiveness was greatly appreciated.

CHAPTER 1

Evolution of steel technology

Terence E. Dancy

Steel Industry Consultant
502 Lakeshore Bd., Beaconsfield (Quebec) CANADA H9W 4J7

ABSTRACT

The important factors in the cost of making steel are discussed and related to present and future choices of technology. The current crisis in the world steel industry is examined in terms of its historic evolution. Recent changes in methods of steel production and expected future trends are described and their effect on competitivity are indicated.

1. History

Iron making and then steelmaking originated where iron ore and fuel occured together. Originally, the fuel was charcoal from wood and later it was coke from coal. As iron and steel played an increasingly important role in the industrialization of society, large communities grew up around the iron and steelmaking centres. Subsequently, other manufacturing industries dependant on steel established themselves in the same areas. Such were the origins of the manufacturing centres in Northen France, in the Ruhr district of Germany and several districts in Britain. By the time the North American steel industry started to grow, transportation networks by water or by rail were being established and, therefore, some steelmaking centres developed in areas more remote from their raw materials (ore and coal), although well placed to receive these raw materials.

In the early days of the steel industry in North America, scrap played only a minor role. Most steel was made from blast furnace iron.

The Canadian steel industry established in Hamilton and Sault Ste-Marie used ores from the U.S.A., Ontario and later some from the U.S.A. The facilities in Sydney, Nova Scotia, used iron ore from Newfoundland (Wabana) and Nova Scotia coal.

By the 1950's, the direct-shipping ores from the Mesabi range of Minnesota started to run out and a major development programme was undertaken to up-grade and agglomerate the taconites, a low grade iron ore having only about 30% iron. Huge investments in pelletizing plants were made during the 15 years from 1950 to 1965 so that oxide pellets from the plants, mainly in Minnesota and Michigan, became the major component of blast furnace burdens in North America. During this period, the development of the huge iron ore reserves of the Quebec/Labrador trough was started. The products from Quebec North Shore, direct-shipping ore, concentrates for sintering, and pellets were shipped not only to U.S. and Canadian blast furnaces, but also to Europe where these richer ore concentrates and pellets were used to improve the very low grade burdens, until then common particularly in Britain, Germany, Belgium and France. Following the down-turn in the steel industry in the late 1970's and increasing competition from rich ore operations in Brazil and elsewhere, some of the Canadian operations have been abandoned.

In North America, metallurgical coal and coke continued to be relatively cheap for many decades and therefore there were no compelling reasons to achieve major fuel economies in blast furnace operations. Even so, the availability of very low cost oil and natural gas led to extensive development of auxiliary fuel injection into blast furnaces to replace some coke.

The most significant major change which took place in the steel industry starting in the 1950's and accelerating in the 1960's was the introduction of the basic oxygen furnace (BOF). This had great advantage over the open hearth in its lower capital cost per unit of capacity and lower operating cost to convert blast furnace hot metal into steel. However, this new process lacked flexibility in the quantity of scrap it could use. While the open hearth could use from 100% scrap to 100% hot metal, the BOF could use no more than about 30% scrap. Therefore, for a number of years, there was a major technical effort aimed at extending the economic life of open hearth plants by the use of increasing amounts of oxygen and hot metal. In general, the open hearths which survived had very large heat sizes (up to 400 tons), and production rates of up to 100 tons/hours could be achieved from individual furnaces [1]. However, this same production could be attained with a BOF furnace of only 50 tons and with a much more predictable schedule and requiring no auxiliary fuel.

Time is taken to give this background since 80% of the world's steel is still made by blast furnace-based plants. The common feature of modern blast furnace-based steel plants is their large size. It is necessary to have large plants in order to minimize the labour cost and capital cost per unit of production and to be able to afford the infrastructure needed to achieve reasonable fuel economy. In fact, it is because of the problem of "minimum economic size" of the "conventional steel plant" that important technological developments in the steel industry were initiated. In discussing these developments, it will be possible to put the future of the steel industry into perspective.

Until the early 1960's, the North American carbon steel industry was based entirely on large blast furnace plants. However, at this time, there were certain entrepreneurs who started to realize that steel scrap was a surplus commodity which could be converted to steel with much less energy than by basing production largely on iron ore. At the same time, it was noted that small plants, using electric furnaces, could be combined with the recently available continuous casting plants to produce small billets. These small billets could then be rolled in small mills to produce a range of merchant products to satisfy local market areas. This type of mill is known as a "mini-mill". When these mills started to be built, the major steel companies greatly underestimated the importance of this technology. Today, these types of mills in a number of different forms produce almost 30% of steel tonnage in North America, and produce a very important share of merchant bar products. Increasingly, they are penetrating the market for high quality rod and special bar quality products, previously produced only by the large integrated steel mills.

While billet casting was being used more and more in mini-mills, the advent of continuous casting to replace most ingot casting

was retarded in many major steel companies because of the difficulty of designing a reasonable arrangement of casters together with large multiple-furnace open hearths and huge rolling mill complexes. However, there were notable pioneers. Excellent work proving the practical application of slab casting for steel was undertaken in Canada by Atlas Steel, Welland, in the early 1950's, primarily for stainless steel. This was more than 10 years before any other commercial slab casting machine was built in North America [2]. Furthermore, early definitive trials on continuous casting of carbon steel slabs was done at this plant in 1956 by Inland Steel [3].

It was shown by the Japanese that, by the extensive application of technological developments in new ocean-side steelmaking complexes, the cost of making steel could be decreased. In only a few years, the Japanese became a major factor in world steel markets despite it's need to import both iron ore and coal. Increasing competition from imported steel depressed world steel prices and eroded the profitability of the North American industry. At the same time, however, the mini-mills were able to compete with the prices of imported steel and therefore were able to continue to expand. As a result of this increasing competition and because of the oil crisis in the mid 1970's, which fostered an unprecedented round of inflation, the major corporations found themselves unable to commit the necessary capital funds to apply the many available technical advances.

2. The present

This brings us to the situation today. However, before discussing the probable impact of technology on the future of the steel industry, it is useful to indicate it's increasingly capital intensive nature. If one examines the capital provided per hour worked in North America, one finds that, apart from petroleum and public utilities, the primary metals and mining industries have the highest investment/labour ratios of all manufacturing and non-manufacturing businesses. In constant 1972 U.S. dollars, the primary metals industry had increased to $51 of capital per hour worked in 1982 from only $14 in 1948 (*Table 1*). This does take account of the increasing obsolescence of the tonnage steel industry where input of capital in recent years has not been sufficient to support adequate replacement programmes. In fact, the replacement cost of a conventional large integrated steel facility is now well over U.S. $1 000/annual ton of product capacity, which is the equivalent of about $90 capital per hour worked.

Earnings are not sufficient to permit undertaking of wholesale replacement programmes of new plant construction. This is not only because the unit cost of facilities is so great in relation to the

Table 1
Capital/labour ratio

Capital stock/hour worked (Constant 1972 U.S.$)		
	1948	**1982**
Primary Metals*	14	51
Mining*	22	60
Steel Industry Replacement Cost	-	90

*The Conference Board of Canada (August 1983)

profit per unit of capacity, but also because the minimum economic size of a conventional facility necessary to benefit fully from advances in technology is so large. To express this quantitatively, it is considered that a modern steel plant based on a blast furnace operation should produce at least 2 000 000 tons of product per year. This is because a "minimum size" blast furnace must produce at least 5 000 tons/day of iron, and certainly a modern hot strip mill cannot be designed to produce competitively less than about 2 000 000 tons/year of hot strip. Such an integrated plant on a new site would cost today in excess of two billion dollars. Such a large block of capital is beyond the limit of resources of even the largest enterprises.

There have of course been technological developments which are progressively improving the economics of "conventional plants". Fuel rates in blast furnace are today almost half those in 1950. A major contributor has been the improvements in iron ore burdens. The economics of oxygen steelmaking have improved due to increases in refractory lining lives and increases in blowing rates. Recent developments of mixed blowing (top and bottom) have contributed to improved control and ability to melt more scrap. Continuous casting of steel has led to improved quality and higher yields. The use of ladle metallurgy and secondary refining has further improved control of composition. There have been major improvements in thermal efficiency of heating furnaces, and hot rolling mill productivity has been improved by increasing the weight of slabs or billets being rolled. However, even with all these improvements, the minimum economic size of a "conventional" steel plant is still enormous and such plants cannot be built in small steps.

The lack of flexibility of the large integrated plant, and the limitations apparent in the mini-mill gave impetus in the early 1970's to another major technical development known as "direct reduction". This was a means to make iron from iron ore without melting. The objective was to produce iron to be used in steelmaking without the need to construct the huge infrastructure required to support coke ovens and blast furnaces. Furthermore, it was recognized that there were limited resources of high grade metallurgical coke. Accordingly,

processes that could use low grade coal or plentiful natural gas could have advantages for reasons of both capital and operating cost.

While direct reduced iron, or DRI as it is known today, was seen as a substitute for scrap in all steelmaking processes and also as an auxiliary charge for blast furnaces to improve productivity, it was principally considered as a means of improving the capabilities of electric furnaces.

In the early 1970's, DRI made using natural gas or using coal, could be produced competitively with good quality scrap. At the same time, practices were developed at SIDBEC, and elsewhere, for charging DRI continuously into electric furnaces in varying proportions up to 100% of the charge, and it became possible to make essentially all of the grades made by large integrated steel mills and with fully competitive quality [4]. With the advent of these developments, the smaller size steel mills had the potential to make semi-finished steel at a cost equal or better than that of the established large integrated producers.

Table 2 shows the relative capital costs per annual ton of capacity for the mini-mill, direct reduction/electric furnace plants and blast furnace/oxygen steelmaking. It was precisely because of the smaller "minimum economic size" and competitive steemaking costs due to availability of low-priced Alberta gas and Quebec hydroelectricity, that prompted the management of SIDBEC to choose this process route in 1970, despite the fact that the DR processes were not perfected at that time, and steelmaking practice using this type of raw materials was only in its infancy.

Since then, the practices using DRI in electric furnaces were fully developed [5] and a number of steel plants, some with capacities of over 1 million tons/year, have been built. However, despite the technical success of this process route and excellent fuel economy, the process economics of direct reduction using natural gas were penalized severely in Europe and North America as a result of pricing

Table 2

Capital cost of primary Steelmaking Facilities

Refs. C.G. Davis, J.F. McFarlin & H.R. Pratt, Ironmaking & Steelmaking, 1982, 9, pp. 93-129
C.W. Sanzenbacher & M.R. Jones, Iron & Steel Engineer, 1982, Oct., pp. 23-28

Process	Capacity (metric tonne/year)	Investment per Annual Metric Tonne of Liquid Steel (1982 US $)	Energy Source
Electric Furnace	500 000	85	Electricity
Midrex DR/Electric Furnace	5000 000-1 000 000	184	Natural Gas/Electricity
Coke Oven/Blast Furnace/BOF	2 000 000-4 000 000	260	Coal
Kiln DR/Electric Furnace	500 000-1 000 000	208	Coal/Electricity
Gas DR/Gasification/Electric Furnace	1 000 000	300	Coal

policies on natural gas which were not related to supply and demand [6]. The effect of this was that the process chosen by SIDBEC, which was fully competitive with respect to energy costs up until 1979, became increasingly non-competitive (*Fig. 1*). With the weakening of world oil prices, pricing policies for natural gas in North America are changing and, in certain circumstances, DRI can again be considered.

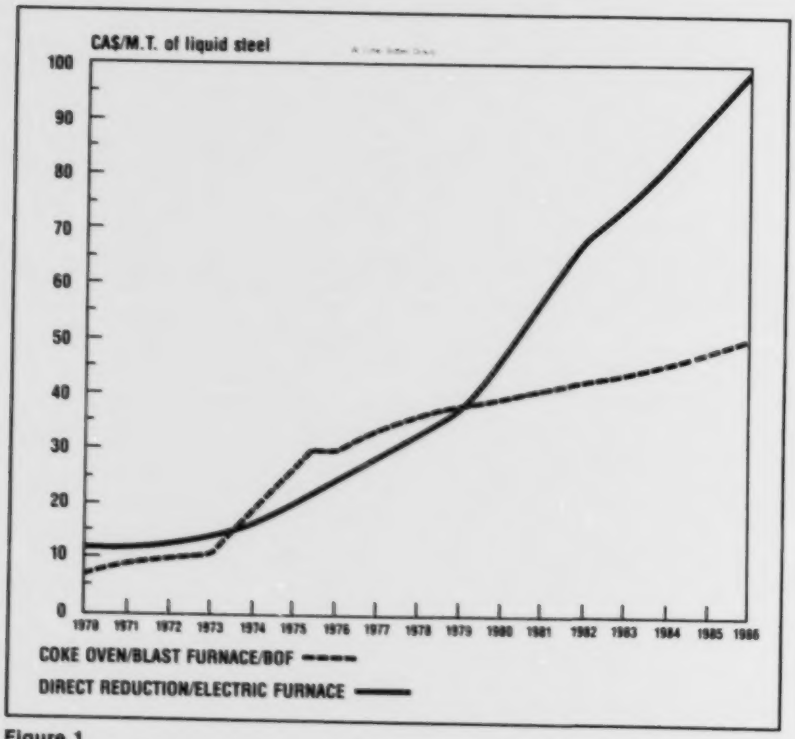


Figure 1
Evolution of energy cost
W. Cotie, Sidbec-Dosco

An important result of the changed environment with respect to world steel demand and the increasing participation of the Third World in primary steel production is the increasing availability of scrap in industrially developed countries. This has resulted in a decrease in the price of scrap so that, in the forseeable future, it will be a cheaper source of iron units that iron produced from ore (by blast furnaces of direct reduction). It should be noted that, at the end of 1982, scrap was available at less than the North American price of iron ore (*Fig. 2*).

1.7

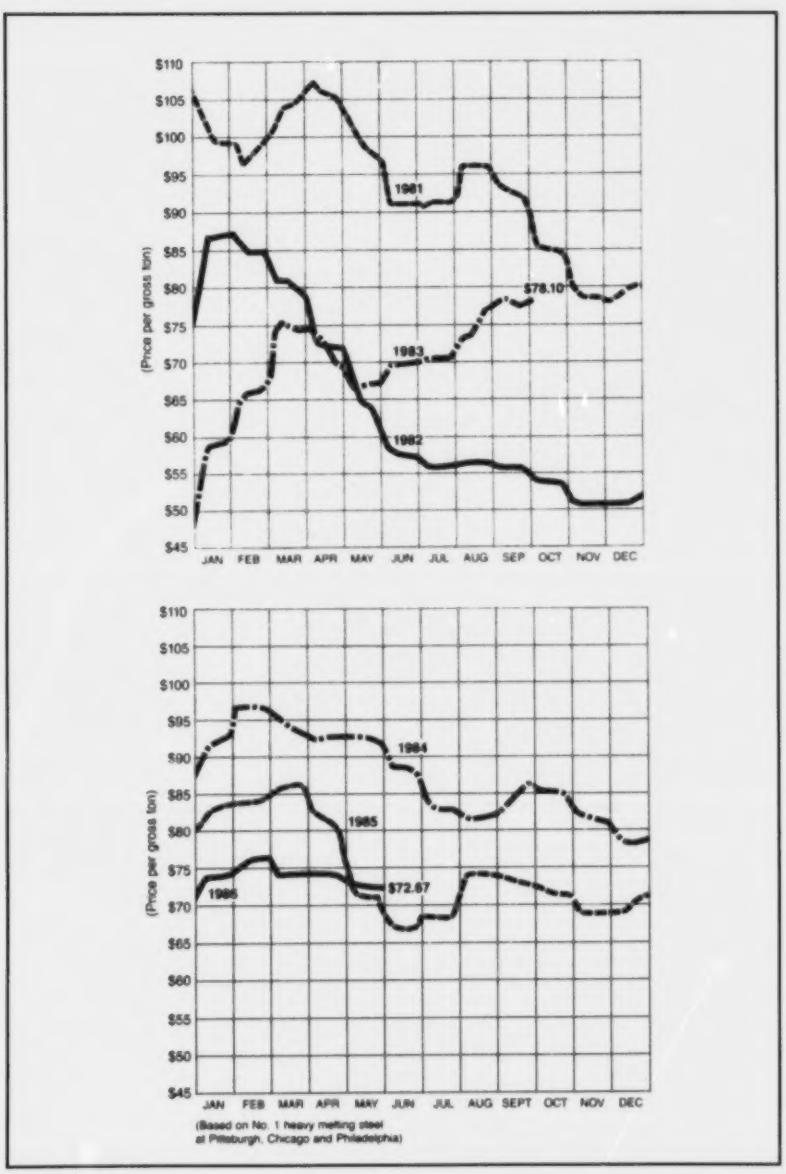


Figure 2
American Metal Market

The flexibility of being able to use major quantities of scrap when prices are low, is a special advantage favoring the use of electric furnaces as compared with oxygen steel making. However efforts are being made to develop means of melting more scrap in oxygen furnaces. Even so the DRI/electric furnace combination has more flexibility than the blast furnace/oxygen furnace process because operation of direct reduction plants at low operating rates, when required, involves less penalty than with blast furnaces.

The conclusions from examing primary steel production in the existing steel industry, both here and abroad, are as follows:

1) The conventional blast furnace/oxygen steelmaking plant has the highest capital cost per unit of capacity as compared to other production facilities even if built on a very large scale.
2) The direct reduction/electric furnaces plant, though lower in capital cost per unit of capaticy than the blast furnace/oxygen steelmaking plant, is only competitive if energy and delivered iron ore prices are not excessive.
3) The scrap-charged electric furnace mini-mill is today's most economic steel producer due to both low capital cost per unit of capacity and low raw materials (scrap) price, but it is difficult to control scrap quality to produce a full range of both long and flat products.

However, it is not practical to suggest all steel should be produced in scrap-based mini-mills since there would not be enough high grade scraps available to supply the market. The quality limitations of the mini-mills using scrap alone can be overcome by using a proportion of low-residual DRI. In fact, it has now been well proven that the quality required for the sophisticated North American market can be served, in direct competition with modern blast furnace-based integrated plants, by means of DRI/scrap-charged electric furnaces [4].

In the case of the production of long products (bar, rod and wire), there seems to be no reason why, even today, the small or medium sized DRI/electric furnace plant would not be preferred over a blast furnace-based plant assuming relative energy prices are not excessive. However, it must be recognized that it is difficult, today, to produce competitively a full range of wide high quality flat rolled products except by means of a continuous or semi-continuous hot strip mill, which has a minimum economic capacity of 2 million tons per year.

3. The future

As for the future, there seems little chance that competition from abroad from well developed modern steel operations, having much lower wage rates, richer raw materials and lower energy costs, will disappear.

Accordingly, survival of a healthy steel industry will only be possible in North America if the costs of making steel relative to our competition is reduced. The important factors are capital cost, labour cost, raw materials cost and energy cost.

Capital cost per unit of capacity can be reduced by using technology which permits building of capacity in small steps to follow market demand. Labour content per unit of capacity can be reduced by introducing more continuous operations permitting more on-line control. Finally, there are huge potential savings available in rolling mill investment if many steel products are continuously cast into sections more nearly that of the finished products such as bar, rod or strip.

Development work of continuous steelmaking has been undertaken in various forms for many years. However, perhaps the most successful pilot scale work was undertaken by IRSID using a continuously charge fixed electric furnace and secondary refining vessel (*Fig. 3*). It is not difficult to conceive the application of such technology to existing DRI-charged electric furnaces or modified oxygen process fed with hot-metal with the addition of an appropriate refining vessel. Such ideas have now reached the stage of practical application with the Consteel process (*Fig. 4*) which is starting trial production at Nucor, Darlingon, SC. [7].

It is not so easy to forecast the evolution of direct reduction. Without question, where natural gas is available and cheap, reformed natural gas will be used as the reducing agent. Today, there are several thermally efficient direct reduction process available commercially on a large scale. These will continue to be used where natural gas is available and competitively priced.

A number of processes capable of using lower grades of coal are under development such as the PLASMASMELT process, and the K-R process, which will produce hot metal. A combination of the use of electricity and coal, known as PLASMARED process, is also being developed in Sweden to produce DRI. The total production cost to make iron from ore by any of these processes is estimated to be less than by means of modern blast furnace/coke oven plant [8], particularly in a plant of less than 1 million tons/year capacity. The rate of progress with the application of these coal-based processes in North America will depend on the extent to which scrap shortages will de-

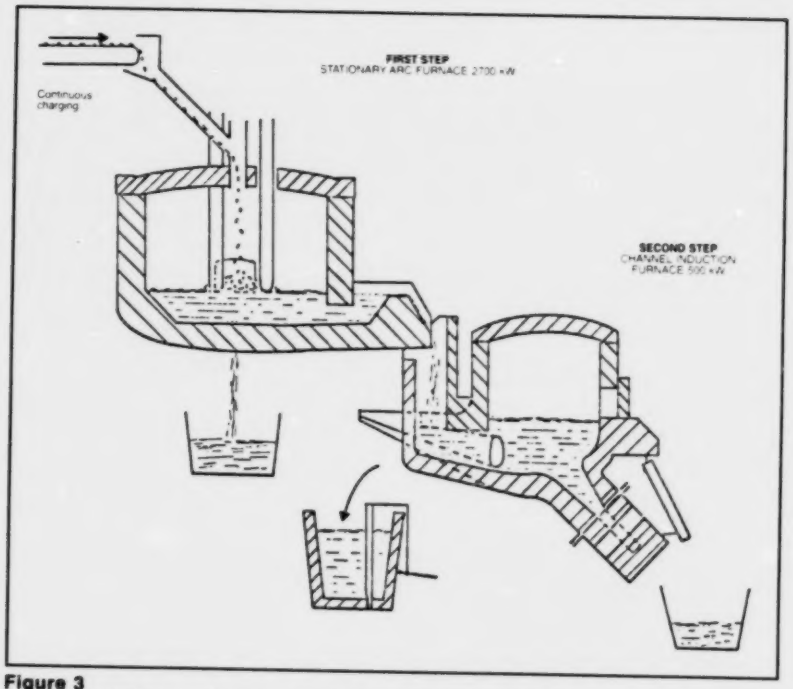


Figure 3
Schema of IRSID continuous electric steelmaking process

velop. Until then, the large electric furnaces built by major integrated producers and the smaller furnaces of mini-mills will continue to use mainly scrap.

Another interesting steel making development, being used in Brazil, is the Energy Optimizing Furnace (EOF) [9]. This is shown in *Fig. 5.* The process was originally developed for use with a mixed hot-metal/scrap charge but it is now to be tested with up to 100% scrap. This new process seems ideally suited to a situation where blast furnace hot metal is available but where flexibility must be retained in the use of scrap. This is important where obsolete open-hearths must to replaced and an overall facility must be down-sized.

The final development, which must take place before it will be possible to abandon the huge integrated steel plant, is a means of producing wide strip by direct casting without a high speed continuous hot strip mill. The idea is not new, being originally patented as a concept by William Bessemer more than 100 years ago. Major progress was made on this concept 20 years ago by Jones & Laughlin but the company did not feel justified in committing the very sustantial

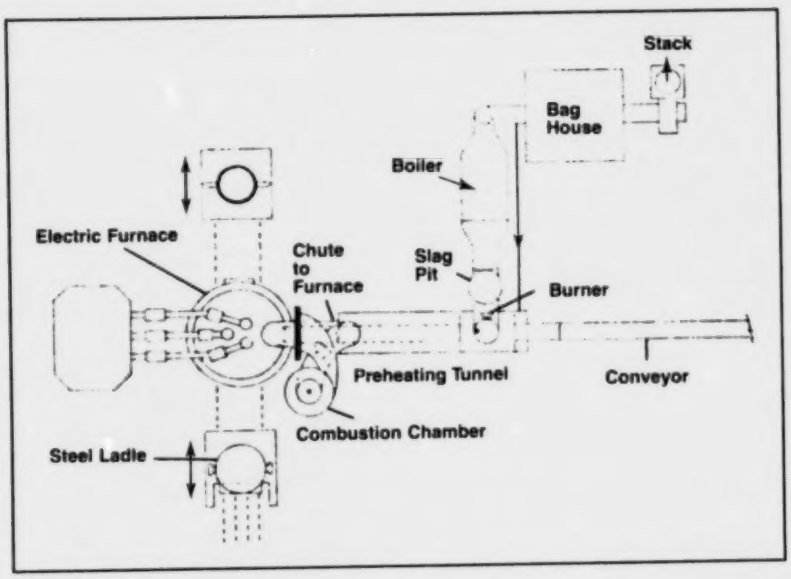


Figure 4
The Consteel process

development funds over a number of years which would be required to commercialize the concept. At the time, there was a legitimate fear that mini-mills might too quickly pick up the development and displace the existing major producers of flat rolled products. It was not seen as a means of "leap-frogging" in the face of competition from overseas.

Today, the economic plight of the steel industry, and particularly many of the integrated producers, forces them to seek such radical ideas as a means to reduce capital investment and decrease costs leading to renewed interest in direct casting of strip. A number of major development programmes are being initiated in the USA, Japan and elsewhere. Several projects are also in progress to produce very small billets suitable for direct rolling continuously in a rod mill. Such technology can potentially lead to substantial decreases in energy costs for reheating and can lead to lower capital and operating costs of rolling mills. While these developments are initially more suited to the scale of mini-mills, the enormous potential savings in production cost has captured the interest of a number of large integrated steel producers.

In the case of strip production, such concepts will first be applied to the production of narrower strip in modest tonnages where high quality steelmaking is already available and a projected scale

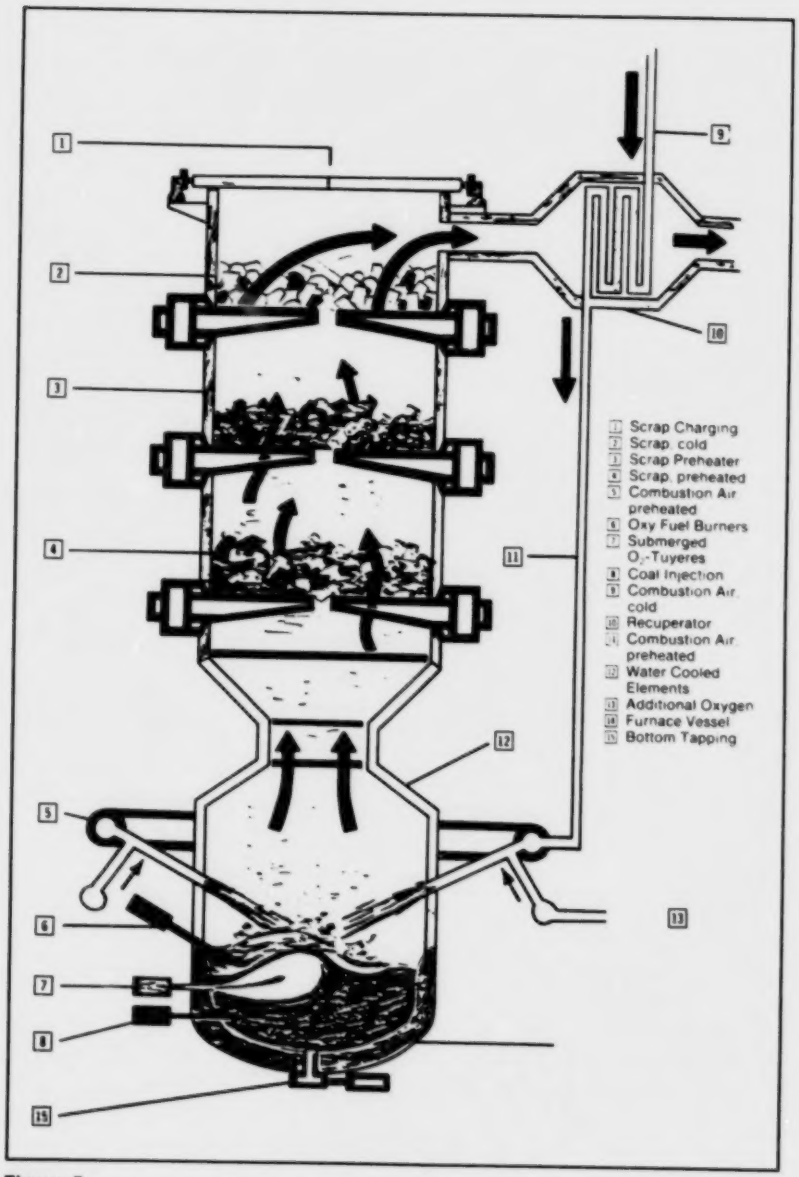


Figure 5
Energy optimizing furnace - EOF -

of flat rolled operations is only of the order of about 500 000 tons/ year. However, the commercialization of strip casting will involve major development efforts. Already Allegheny-Ludlum Steel has announced scale-up of pilot facilities to produce stainless steel coils for customer evaluation. Nucor is proceeding with a production scale thin-slab caster prior to commiting investment on flat rolled finishing facilities.

It is evident that companies which will go ahead with such far-reaching concepts must have long-term continuity of management objectives. This must be viewed as a departure for the sort of thinking which was prevalent in many steel companies which has led to major cut-backs in R & D expenditures. It is to be hoped that the reversal which has taken place in 1984 and 1985 in corporate spending on research, indicated in a conference of Board of Canada survey [10], will continue.

This discussion has concentrated on the evolution of technology for primary steel production because of its profound influence on the scale of operations. However, it is essential to understand that there is as much need for technical development in the area of products to maintain competitivity. As a result of greater sophistication of control systems, quality and reliability are improving. However, even within existing product ranges there is a need for more uniformity. Higher strength, more ductility and improved weldability are amoung the properties being demanded. Secondary finishing operations, particularly coatings, are increasingly important. The production of quantity alone is not sufficient if finished product does not meet the customers requirements.

4. Conclusion

In Canada, the resource base of people, energy, and raw materials is available, but stable and sensible long-term policies with respect to technological development must be established by both Industry and Government if capital intensive heavy industry is to remain economically viable.

In the past, the Canadian steel industry has played a leading role in developing new processes. Today, it is even more important for development programmes to be undertaken agressively to meet increasingly severe international competition.

References

1. T.E. Dancy & P.J. Koros, Steelmaking, The Chipman Conference, MIT Press 1965, pp. 239-251.
2. G.C. Olson, J.I.S.I., 1958, *190*, pp. 40-50.
3. F.G. Jaicks, L.E. Kraay & M. Tenenbaum, J. Met., 1957, 9, pp. 1057-1072.
4. T.E. Dancy & P.R. Hastings, 4th International Iron & Steel Congress, London, May 12-14, 1982, Proceedings Volume, Book 1, pp. 15/1-15/14.
5. S. Turcotte, A.H. Marquis & T.E. Dancy, Iron & Steelmaker, 1980, November, pp. 16-27.
6. T.E. Dancy, Iron & Steelmaker, 1983, May, pp. 36-38.
7. J.A. Vallomy, Iron & Steelmaker, 1986, May, pp. 37-43.
8. S.O. Edström, "Smelting Reduction Processes - Economic Viability", United National Seminar, E.C.E. Steel Committee, Noordwijkerhout, Netherlands, May 16-20, 1983.
9. R. Weber et al. "Three Years of EOF Operation at Companhia Siderurgica Pains (CSP), United Nations Seminar E.C.E. Steel Committee, Izmir/Cesme (Turkey), May 5-9, 1986.
10. Research & Development in the Canadian Corporate Sector - Survey Results, Conference Board of Canada, Feb. 1986, pp. 4-10.

CHAPITRE 2

Formage de métaux pâteux

J. Masounave*, M. Suéry** et J. Blain*

* Institut de génie des matériaux
Conseil National de Recherches Canada
75 boul. de Mortagne Boucherville (Québec) Canada J4B 6Y4

** Institut National Polytechnique de Grenoble
E.N.S. de Physique de Grenoble
Génie Physique et Mécaniques des Materiaux
Unité associé au C.N.R.S. N 793
BP46, 38402 St-Martin d'Hères Cedex France

1. Introduction

Les procédés de mise en forme classiques se font habituellement à partir de l'état solide ou de l'état liquide. Dans le premier cas, la formation de défauts internes (formation de fissures, de bandes, etc.) limitent les propriétés mécaniques, en forgeage, extrusion ou laminage. De plus, et surtout, des problèmes pratiques de capacité de machines imposent des limites technologiques sur les taux de production, les coûts de production et la taille des produits finis.

Dans le second cas, tels la fonderie, le moulage par injection, la présence de porosités macroscopiques (retassures, bulles de gaz) ou microscopiques (porosités interdendritiques) réduit les propriétés. De plus, les ségrégations macroscopiques ou à plus petite échelle entraînent une non-uniformité et une détérioration des propriétés mécaniques.

La tendance actuelle de tous les procédés de fabrication est de réaliser un «formage près des cotes» («near net shape forming») afin de diminuer les coûts de fabrication, tout en optimisant les propriétés mécaniques.

Dans la dernière moitié des années soixante, les travaux réalisés au MIT [1] ont montré qu'un brassage mécanique intense au cours de la solidification favorise la formation d'une nouvelle structure, sphéroïdale. Cette nouvelle structure présente une viscosité faible et un comportement thixotropique.

La plupart des avantages de mise en forme des structures sphéroïdisées sont communs avec la structure dendritique semi-liquide: mise en forme aisée, température basse, usure des outils faibles, moins de retraits et de porosités. Par contre, l'écoulement des structures dendritiques semi-liquides présente une forte ségrégation qui est fortement diminuée dans la mise en forme de structures semi-liquides globularisées.

A ce jour, la majorité des études sur l'état semi-liquide ont porté sur la mise en forme, en négligeant les propriétés mécaniques. Le faible nombre d'études sur ce dernier sujet, peut-être aussi la présence de brevets qui couvrent les multiples aspects de fabrication et les propriétés de mise en forme de l'état semi-liquide non-dendritique et la difficulté de devoir brasser des quantités industrielles, ont probablement limité le développement de ce nouveau procédé de mise en forme.

Les métaux qui présentent, à l'état semi-liquide, une structure non-dentritique sont thixotropes, c'est-à-dire que leur viscosité diminue fortement lorsque le matériau est soumis à un cisaillement important. On utilise parfois, peut-être à tort, le mot «thixocoulée» pour

désigner la mise en forme après brassage, solidification totale, réchauffage et mise en forme à l'état semi-liquide.

Le présent chapitre se veut une synthèse des principaux résultats obtenus à ce jour, dans le but de dégager les grandes tendances et le futur possible des technologies de mise en forme utilisant l'état semi-liquide. Il ne vise pas à obtenir tous les résultats disponibles, mais, par quelques exemples significatifs, à souligner les principales propriétés de cet état de la matière.

2. Historique

2.1 Historique de la rhéocoulée

La paternité de la rhéocoulée est généralement attribuée au Prof. M.C. Flemings et ses collaborateurs. Les premières études ont été faites par un étudiant du professeur Flemings, M. David Spencer [2]. Il a utilisé un montage de type double roue d'engrenage *(fig. 1)*.

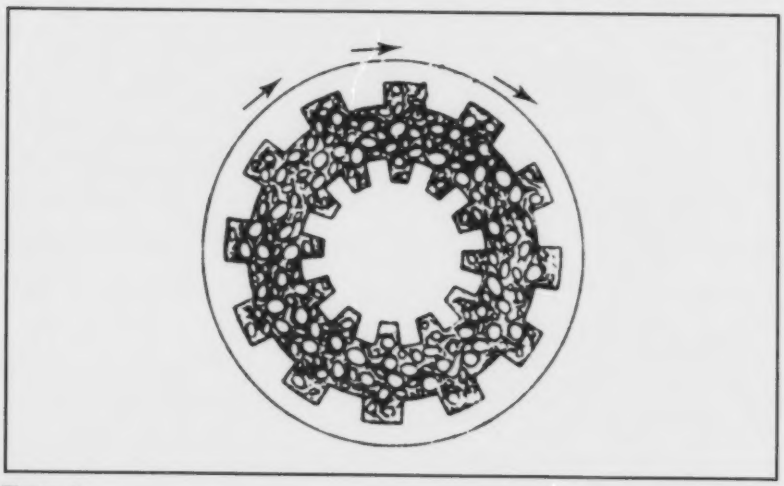


Figure 1
Vue en coupe du premier gyrocouleur tel que dessiné par Spencer et al. [2].

Les premiers travaux ont porté, pour des raisons pratiques évidentes, sur les alliages plomb-étain. Il a été montré, très rapidement, les principales caractéristiques des alliages rhéocoulés. La viscosité, à l'état semi-liquide [3]:

- est plus grande que celle de l'état liquide, par un facteur se situant entre 10^2 à 10^4.

- augmente exponentiellement avec la fraction solide.
- décroît selon une loi puissance avec le taux de cisaillement.
- décroît avec le temps d'agitation, dans certains cas.

Les trois premiers points ont été vérifiés dans beaucoup de matériaux et les relations obtenues sont générales à l'état semi-liquide.

Les premiers travaux ont été menés principalement au MIT avec des subventions militaires [4]. Les premiers participants à ce programme étaient Abex, Hitchiner Corp., G.E. Corp., puis Pratt & Whitney et l'université de l'Illinois. Le but de ce premier programme d'étude était de démontrer la faisabilité de la mise en forme par rhéocoulée et d'appliquer ces techniques aux fontes grises et aux aciers. Ce programme a été un succès. Il a mis en évidence les barrières technologiques à franchir : la fabrication de meilleures céramiques, le contrôle de la température, la protection de l'oxydation, la fabrication de l'agitateur et la mesure de la fraction solide. Ces barrières technologiques seront réexaminées en détail dans des paragraphes ultérieurs. Depuis ces premiers travaux, de nombreuses études ont été entreprises. Elles ont conduit au dépôt de plusieurs brevets, dont la majorité proviennent des laboratoires du MIT.

Une controverse existe quand à la paternité de la rhéocoulée. J.K. Wheeldon [5] prétend que des études antérieures aux travaux du prof. Flemings ont été réalisées en Angleterre dans les années 50, sur des alliages d'aluminium, de cuivre et de fer, dans les laboratoires de Wheeldon Process Worchester Ltd. Ce procédé aurait été décrit en 1967 dans «Modern Casting«. Des problèmes de répétabilité auraient nui aux travaux à haute température. Cependant, un article de P. Marsh [6] conclut clairement en faveur des travaux du MIT. Plusieurs compagnies, telles Alcan (UK), paient des redevances aux inventeurs du MIT [6].

2.2 Historique des montages expérimentaux

La *fig. 2* montre schématiquement le rhéocouleur double pales proposé par Mehrabian [7]. Le creuset tourne doucement afin d'éviter une ségrégation des particules primaires. Ce montage permet d'obtenir des lingots métalliques et des matériaux composites. Il n'est pas possible d'obtenir une production en continu.

Flemings [4] a proposé le principe d'un appareil qui permet la production en continu de produits rhéocoulés *(fig. 3)*. Il comprend deux niveaux de chauffage : le premier permet de fondre l'alliage, le second, dont la température est située entre le liquidus et le solidus, permet d'appliquer des taux de cisaillement importants. Dans

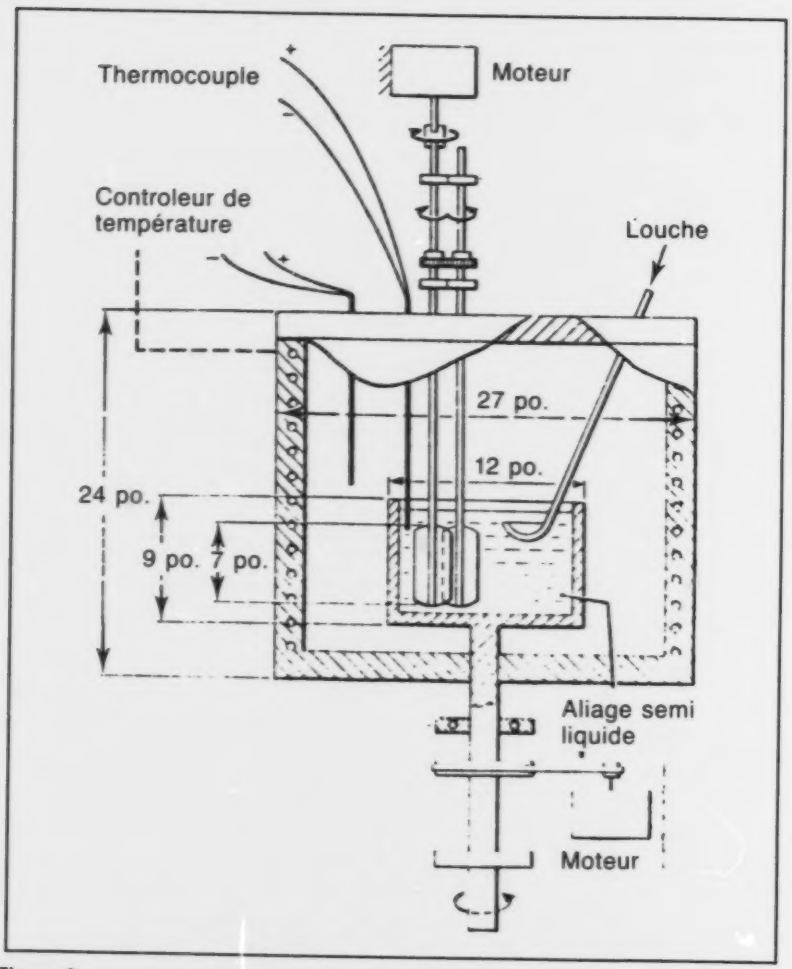


Figure 2
Vue en coupe du gyrocouleur double pale tel que dessiné par Mehrabian et al. [7].

ce montage, les taux de cisaillement sont directement proportionnels à la vitesse de rotation de l'axe central. Plusieurs brevets ont été posés sur ce principe. Une variante intéressante, comprenant un disque solidaire du rotor à la base du réservoir d'alliage liquide, permet de conserver une surface calme de liquide. Un montage simple, issu de la coulée continue, a produit des matériaux en grande quantité par coulée continue *(fig. 4)* [8]. Un petit agitateur rectangulaire, animé

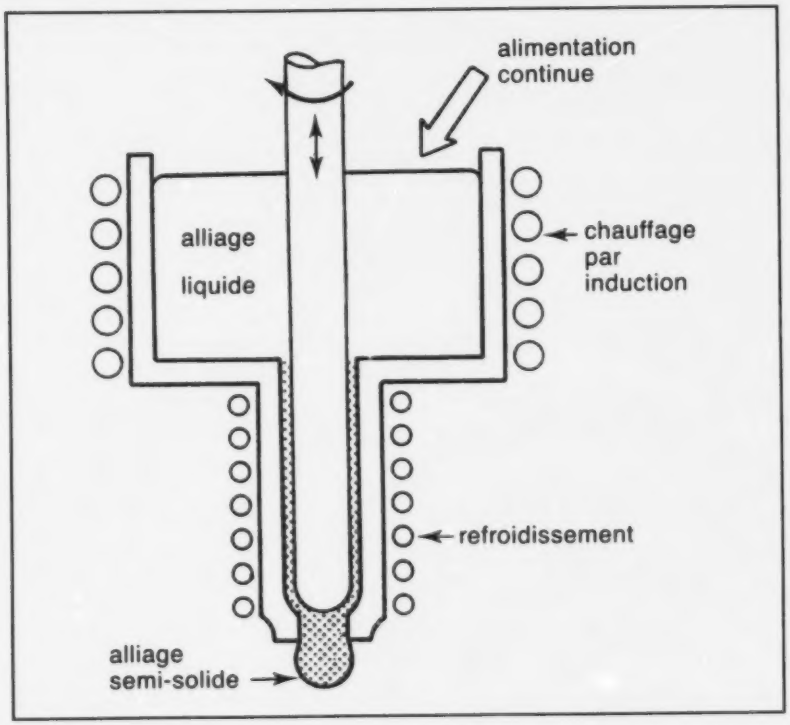


Figure 3
Vue en coupe du gyrocouleur en continu tel que dessiné par Fleming et al. [4].

d'une grande vitesse permet d'appliquer des taux de cisaillement importants sur des billettes d'alliages légers de grands diamètres.

Un facteur critique des montages précédents réside dans le taux d'usure des creusets et de l'agitateur. Généralement, du moins en laboratoire pour les alliages légers, le creuset est en graphite. Des revêtements adéquats, en alumine le plus souvent, permettent de protéger les agitateurs.

Devant les difficultés inhérentes aux choix et à la disponibilité des matériaux, quelques essais ont été faits avec succès en utilisant le brassage électromagnétique, sur le même principe que celui utilisé couramment en coulée continue. Un prototype a été construit à l'Institut de génie des matériaux (IGM), à partir des travaux de Reddy et al. [9]. Un moteur électrique en courant alternatif a été modifié afin que le métal liquide remplace le rotor. Cette voie, séduisante, pourra probablement permettre la fabrication en grande quantité de billettes

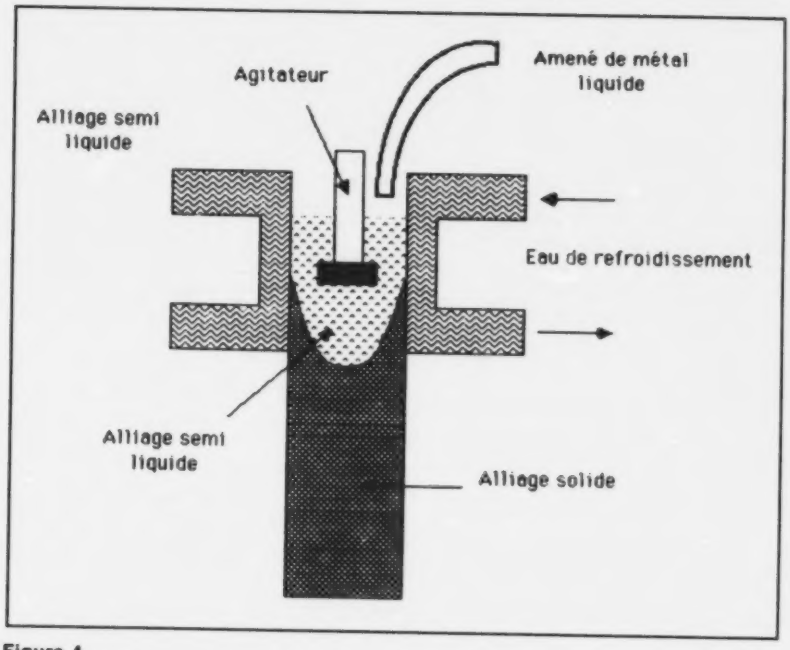


Figure 4
Gyrocouleur en continu permettant la production de billettes de diamètre important.

rhécoulées en s'affranchissant des problèmes liés à la présence et à l'usure de l'agitateur.

Une autre voie, tout aussi prometteuse, est celle de la globularisation. Elle sera décrite en détail dans le paragraphe suivant.

3. Principes d'élaboration des métaux à structure globulaire

3.1 Origine d'une structure globulaire produite par agitation

Le brassage dans l'invervalle liquide-solide supprime la croissance dendritique au profit de la formation d'une structure sphéroïdale. Ce brassage peut être obtenu par l'action mécanique d'un agitateur ou par agitation d'origine électromécanique.

L'action du brassage peut être envisagée de deux façons : il change les conditions de germination en favorisant la germination homogène, il diminue la croissance dendritique au profit de la croissance sphéroïdale.

Plusieurs théories essaient d'expliquer les mécanismes possibles qui peuvent décrire le changement de microstructure. Les théories les plus représentatives ont été retenues, telles que le brassage mécanique, qui modifie fortement les échanges thermiques avec les parois du moule [10]. Le moule est refroidi, sa principale fonction étant d'évacuer la chaleur du métal liquide, entrainant ainsi une solidification unidirectionnelle.

Le brassage entraîne la formation du solide au sein du liquide. La germination n'a pas lieu que sur les parois du moule, mais aussi dans le liquide. Le liquide se trouve en état de surfusion, la germination est homogène. L'absence de croissance sur les parois du moule peut être décrite à l'aide de l'équation d'équilibre classique :

$$k_s G_S - k_L G_L = \rho_s H R \qquad (1)$$

où k_s représente les coefficients de conductivité thermique, G le gradient thermique, H la chaleur latente de fusion et R la vitesse de croissance.

La croissance est favorisée sur les murs du moule lorsque le terme de gauche est positif. Un brassage énergique augmente le gradient thermique à l'interface solide-liquide, dans le liquide. Lorsque G_L atteint la valeur critique $G_C = G_L = k_s G_s / k_L$, la croissance est inhibée. Lorsque G_L devient plus grand que G_c, le liquide passe en état de surfusion. L'équation ci-dessus ne renseigne pas sur la germination mais sur la croissance. Deux hypothèses de germination sont plausibles. La germination se produit près des parois, et les fragments se trouvent entrainés par l'agitation, où la germination a lieu au sein du liquide (germination homogène). A cause de la haute diffusivité thermique des métaux, la température du bain s'équilibre dès l'apparition des premiers germes. Le gradient thermique à l'interface solide-liquide diminue fortement. A de faibles distances de l'interface, la convection causée par l'agitation devient le principal moteur d'évacuation de la chaleur.

D'autres mécanismes sont invoqués pour expliquer la formation d'une structure non-dendritique, en particulier la fragmentation des dendrites causée par le mouvement du liquide [13]. La structure solide, initialement dendritique, tend, sous l'action d'un cisaillement à se fragmenter et à devenir sphéroïde [11]. Une structure identique a été produite avec un cisaillement appliqué pendant un refroidissement à partir de l'état liquide [12]. Doherty et al [14] proposent un mécanisme basé sur l'énergie des joints de grain créés par le pliage

des branches des dendrites. Si cette énergie est beaucoup plus grande que l'énergie interfaciale liquide-solide, une couche de liquide sera formée et ainsi permettra le détachement de la branche. Les joints à faible degré de désorientation présentent des énergies de joint faibles.

Si deux solides présentant des joints à faible degré de désorientation, se rencontrent, ils auront tendance à se regrouper. Ce mécanisme d'agglomération a été évoqué par Joly et Mehrabian [12] pour expliquer la thixotropie. Pour ces auteurs, la viscosité élevée des gelées semi-liquides soumises à de faibles taux de cisaillement peut s'expliquer par l'agglomération des particules primaires. Un taux de cisaillement élevé ferait se désagréger les amas en leurs constituants élémentaires. Il n'a pas été constaté d'éléments ségrégés le long des joints, ce qui confirme l'existence de joints à faible énergie. Il y a probablement eu une recristallisation locale. Si le joint avait été formé par frittage, on aurait retrouvé trace des éléments de ségrégation préalable. Doherty et al [15] constatent que le rayon de courbure des particules primaires dendritiques est toujours inférieur à celui des particules sphéroïdales obtenues dans les mêmes conditions, mais sous une agitation assez importante. Ce phénomène est expliqué par la diffusion rapide des solutés vers le solide qui est favorisé par des énergies d'interfaces solide-liquide faibles. De même, un court temps d'agitation favorisera la formation d'agglomérats de particules primaires. Ces mêmes auteurs ont étudié l'effet d'un temps de maintien après l'agitation. Ils ont constaté une agglomération des particules, même pour des temps courts. Cette agglomération est d'autant plus marquée que les interfaces liquide-solide, par unité de volume, sont importants.

Kattamis et al [16] ont imaginé deux mécanismes de transformation de la morphologie dendritique à partir des variations de concentration des régions proches des pointes des dendrites. D'après la loi de Gibbs-Thomson, on peut calculer les différences de concentration :

$$C_L^{\infty} - C_L^{r} = \frac{\sigma T}{r H m_L} \qquad (2)$$

où C_L^{∞} est la concentration du soluté à l'équibre
C_L^{r} la concentration proche d'une dendrite de rayon r
σ la pente du liquidus
m_L l'énergie d'interface

Les dendrites fines ont donc tendance à se dissoudre au profit de celles de plus grand rayon *(fig. 5)*. Ce mécanisme sera utilisé pour expliquer la globularisation.

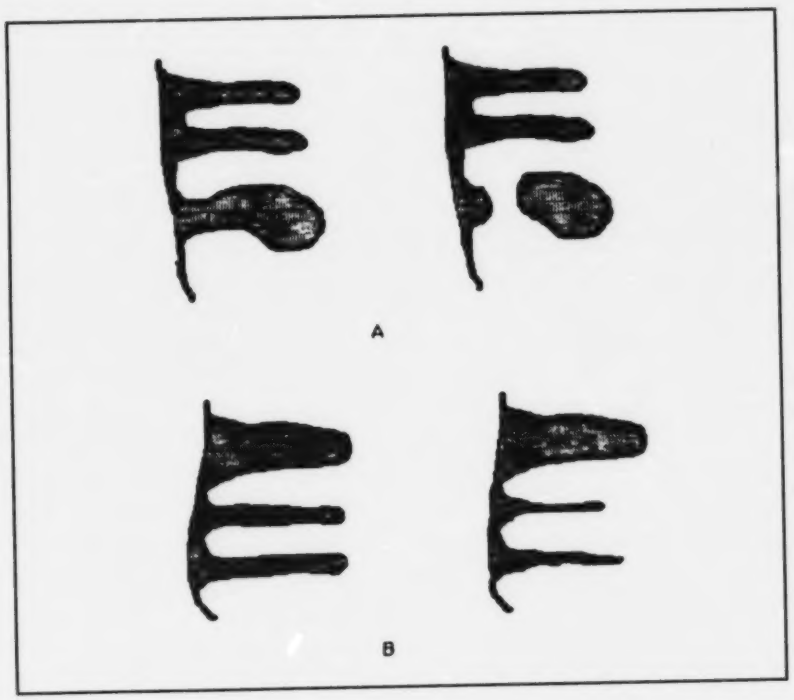


Figure 5:
Dissolution des dendrites fines décrite par la loi de Gibbs Thomson (équation 2).

Kievits et al [17] proposent un changement de mécanisme pendant le brassage. La nucléation serait affectée lorsque les particules sont de type sphéroïdal tandis que la croissance des dendrites serait favorisée lorsque les particules sont de type «rosettes». En tenant compte des constatations expérimentales déjà mentionnées, on peut conclure des explications de Kievits que la croissance de type dendritique serait encore agissante à faible vitesse de cisaillement. A plus haut taux de cisaillement, la croissance dendritique serait annulée, ce qui générerait des particules sphéroïdales.

Il est souvent admis que la rhécouléee s'applique surtout aux alliages ayant un large intervalle de solidification. Les métaux purs et les eutectiques binaires se solidifient à une température fixe mais la réaction nécessite un certain temps pour être complétée. Si la vitesse de refroidissement est suffisamment lente pour obtenir un palier de refroidissement assez long, il est possible de brasser [34].

La microstructure des matériaux obtenus est encore difficile à comprendre. Dans le cas de l'alliage Al-Si, de gros précipités de

silicium apparaissent dans une microstructure eutectique fine [35]. D'autres auteurs [36], avec le même alliage, ont étudié l'évolution de la microstructure. Ils trouvent une variation notable de celle-ci avec l'environnement (vide ou air), toutes choses égales par ailleurs.

3.2 Globularisation par traitement thermique

3.2.1 Globularisation d'une structure dendritique

L'effet d'un temps de maintien d'une structure dendritique dans l'intervalle de solidification est de tendre vers une globularisation de la structure. La formation d'une structure globulaire à partir des dendrites lors d'une refusion partielle a été expliquée par Kattamis [16] à partir de deux phénomènes : la redissolution des dendrites fines et le détachement des branches des dendrites. La force motrice de ces mécanismes est la réduction de l'énergie de surface. La composition du liquide au voisinage des dendrites est donnée par la loi de Gibbs-Thompson (équation 2). La concentration en soluté est plus faible près des bras à petit rayon de courbure. Le flux de soluté qui tend à rétablir l'équilibre local des concentrations fait disparaître les particules de petit rayon.

Kattamis définit un temps critique de l'évolution de la structure dendritique :

$$t_c = - \frac{\rho_s \, H \, C_L \, (1 - k) \, m_L \, d^3}{\sigma \, T_L \, D_L} \qquad (3)$$

où: ρ_s est la densité du solide
C_L la fraction massique de soluté dans le liquide à l'équilibre
k le coefficient de partage
d l'espacement interdendritique primaire
σ l'énergie interfaciale liquide-solide
D_L le coefficient de diffusion dans le liquide
T_L la température du liquidus

Dans le cas d'alliage Sn-15Pb, le temps critique calculé pour une structure dendritique fine [18] est compris entre 2 et 10 min. Ce temps critique est fonction des dimensions initiales de la structure dendritique. Pour des structures grossières, il peut atteindre plusieurs jours. Les observations expérimentales confirment les prévisions [18, 19, 20].

A la fin de cette première période de sphéroïdisation, les particules solides ont tendance à coalescer, surtout si les joints liquide-solide sont de faible énergie. Lors de cette coalescence, une certaine quantité de liquide peut être entraînée dans le solide, ce qui diminue la fraction effective de liquide. Cette dernière est définie comme étant

la fraction de liquide non-emprisonné. Elle peut diminuer jusquà des valeurs de l'ordre de 50% de la fraction volumique liquide totale [18].

Après cette phase de coalescence, une seconde sphéroïdisation se produit, qui, si le temps est suffisamment long, peut être suivie par une croissance des particules sphéroïdisées.

3.2.2 Évolution de la structure globularisée

En fonction du temps de traitement entre liquidus et solidus, la structure dendritique globularisée évolue. Les particules primaires pseudo-sphériques grossissent selon la loi classique des phénomènes contrôlés par la diffusion volumique [21].

$$r - r_0 = \sqrt[3]{K_1 t} \qquad (4)$$

Afin de tenir compte de la présence de la phase liquide, certains auteurs [22] proposent une loi corrigée.

$$r - r_0 = \sqrt[\alpha 3]{K_2 t} \qquad (5)$$

La globularisation, du fait de ses évidentes applications pratiques, a fait l'objet d'un certain nombre de travaux souvent confidentiels et de trois brevets. Deux brevets français [23, 24] portent sur une description de la globularisation des structures dendritiques quand elles sont portées dans le domaine semi-liquide, quelle que soit la fraction liquide considérée. Un ajout à ces brevets, propose d'utiliser des alliages à durcissement structural afin de créér une précipitation dans les globules. Dans ce cas, il est nécessaire d'ajuster la composition initiale afin que les globules primaires possèdent la composition qui permet d'obtenir une précipitation. Un brevet américain [25] complète les deux brevets français car il précise certaines conditions d'obtention d'une microstructure fine afin, probablement, de diminuer le temps de globularisation. Une recristallisation suivie d'un écrouissage est l'un des procédés préconisés avant la globularisation, afin de diminuer la taille de la microstructure.

Dans ces trois brevets, les propriétés mécaniques sont peu mentionnées puisqu'ils mettent essentiellement l'accent sur l'obtention de structures globulaires et ses avantages pour la mise en forme. Par exemple, la diminution des forces de filage est soulignée. Il est probable que le brevet américain provenant de ITT, permettrait d'obtenir de bonnes propriétés mécaniques si les déformations mécaniques après la globularisation homogénéisaient la structure et éliminaient des défauts tels que les pores. Ce procédé devrait engendrer

probablement des matériaux plus sains que la rhéocoulée classique à cause de la présence de pores dans ce dernier procédé.

Les recherches en cours à l'Institut National Polytechnique de Grenoble (INPG) tendent à optimiser les conditions de traitement thermomécanique afin d'obtenir des grains recristallisés les plus fins possible, avant la globularisation. Les joints de grain fondront lors du traitement de globularisation et engendreront des particules sphéroïdisées de faibles dimensions. Ces traitements permettront de diminuer les forces de formage et d'augmenter les propriétés mécaniques. Le principe des études est indiqué sur le schéma ci-dessous :

Alliage liquide
↓
Solidification
↓
Traitement thermique
↓
Laminage
↓ (recristallisation)
$T > T_s$ $(.5 < f_s < .8)$

Les applications pratiques de la globularisation peuvent être importantes.

3.2.3 Perspectives d'avenir de la globularisation

La globularisation est un procédé qui permettra aux structures sphéroïdisées de trouver des applications industrielles. Il est évident que le brassage mécanique a des défauts majeurs qui en limitent l'application, au moins pour des métaux à haut point de fusion (usure importante du brasseur, présence de porosité, etc.). La globularisation, ainsi que cela a été signalé, peut s'appliquer à deux grands domaines : optimisation des propriétés mécaniques ou l'amélioration des propriétés de mise en forme.

Dans ce dernier cas, sauf pour le moulage par injection, le filage de petits diamètres ou le forgeage de formes complexes, la dimension de la microstructure a peu d'importance. La présence de faible quantité de liquide suffit à diminuer de façon sensible les forces nécessaires (ex: extrusion, forgeage, etc.). Par contre, pour des raisons d'économie, il faut diminuer le temps de globularisation et donc utiliser des matériaux possédant une microstructure initiale assez fine (solidification en lingot assez rapide, vitesse de refroidissement assez élevée, innoculation, etc.). L'optimisation des propriétés mécaniques se fait par l'intermédiaire d'une microstructure fine.

Afin d'éviter une croissance exagérée des globules (agglomération et croissance), il faut que le temps de traitement entre liquidus et solidus soit court. Cette contrainte limite le volume des pièces

à traiter. Pour de grosses pièces, il faut bloquer la microstructure (précipitation, solution solide, etc.) ou introduire de nombreux germes (inoculation, surfusion importante, etc.). Les grosses pièces pourront facilement être mises en forme, mais il sera difficile d'en garantir les propriétés.

Certains procédés de formage nécessitent des structures fines pour pouvoir obtenir des pièces à partir de l'état semi-liquide, sans ségrégation. Le moulage par injection, le forgeage [26] sont dans ce cas. On peut montrer [26] que la microstructure doit être beaucoup plus fine (de 10 à 50 fois environ) que les dimensions des passages dans lesquels la gelée doit passer. Pour ces procédés, il faut que les temps de maintien soient courts, que la fraction liquide soit faible (inférieure à 40% environ). Les études de traitements thermiques après globularisation devront préciser leurs relations avec les propriétés mécaniques.

4. Comportement thixotropiques des gelées métalliques

4.1 Viscosité

Les études du comportement visqueux ont surtout été effectuées à l'aide du viscosimètre de type Caouette (deux cylindres coaxiaux). La viscosité est une fonction du taux de cisaillement $\dot{\gamma}$ et de la fraction de solide présent f_s *(fig. 6)*. La relation générale, vérifiée pour un grand nombre de métaux s'écrit :

$$\eta = A \exp (Bf_s) \dot{\gamma}^n \qquad (6)$$

avec $-1 < n < 0$ et $n = a + b f_s$

La fraction solide s'obtient à l'aide de l'équation de Scheil :

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_F - T_L}{T_F - T} \right)^{1/(1-k)} \qquad (7)$$

où T_F représente la température de fusion de l'élément pur, T_L la température du liquidus de l'alliage et k le coefficient de partage. Rappelons que cette équation suppose que la diffusion est principalement importante dans le liquide.

Les variations de viscosité des gelées métalliques en fonction de la fraction solide sont analogues à celles de particules interactives (argile, par exemple) en suspension dans l'eau [27]. Cette analogie s'explique par le fait que les particules ont tendance à former des agrégats [28, 29] que l'agitation mécanique tend à rompre. Cette ten-

dance à l'agglomération augmente avec la fraction solide et diminue avec le taux de cisaillement. Ces agglomérats conduiront à des particules de grande dimension si les conditions d'énergie de surface sont réunies (voir paragraphe 3.1).

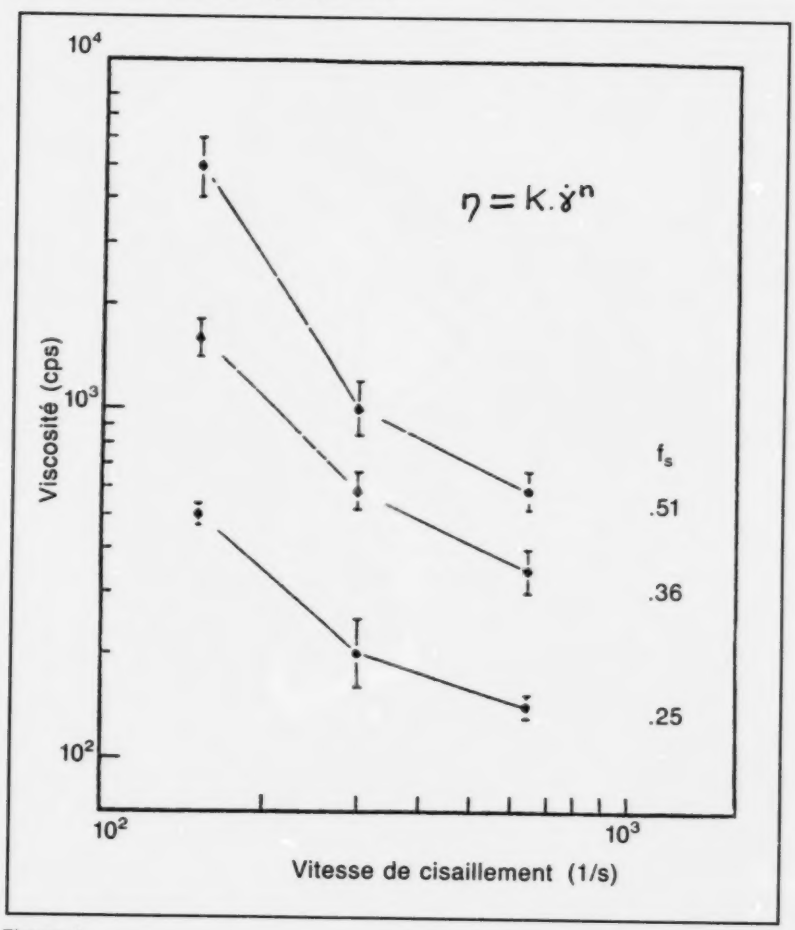


Figure 6
Effet de la vitesse de cisaillement sur la viscosité d'alliages semi-liquides.

Des mesures faites avec un viscosimètre cône-plan [30] ont conduit à une loi du type $\eta = A/\dot{\gamma}$ sur une grande gamme de vitesse de cisaillement. Ce type de viscosimètre présente l'avantage d'avoir une vitesse de cisaillement constante en fonction du diamètre. Cette

différence avec le viscosimètre de type Caouette peut favoriser la formation d'amas, ce qui augmenterait la viscosité, surtout aux basses vitesses de cisaillement. La viscosité à ces vitesses serait alors plus élevée que celle mesurée avec le dispositif de type Couette. Ce raisonnement peut expliquer les résultats expérimentaux.

La relation (6) exprime le fait que les métaux semi-liquides non dendritiques sont des corps thixotropes. En effet, pour des vitesses de cisaillement faibles, la viscosité est très élevée, tandis qu'elle est faible dans le cas contraire. Dans ce dernier cas, la gelée semi-liquide peut être considérée comme un liquide, tandis qu'elle tend à avoir le comportement d'un solide dans le premier cas. Cette constatation permet la manipulation du matériau, pour des fractions solides supérieures à 50%, et sa mise en forme sous un cisaillement important. Cette particularité des matériaux thixotropiques constitue leur principal intérêt du point de vue de la mise en forme.

4.2 Fluidité

Elle caractérise la capacité d'un métal à remplir un moule. La fluidité n'a pas de sens physique bien défini et ne peut pas être reliée directement à la viscosité. La fluidité diminue fortement quand f_s augmente. Il est généralement admis [31] que la fluidité varie selon la relation

$$Y_f = K\,(1-f_s)^n \qquad (8)$$

Pai et Jones [32] ont trouvé une relation du même type avec $n \propto V^{-2}$, où V est la vitesse de rotation de l'agitateur.

D'une façon générale, Assar [31] souligne que la fluidité augmente si :

- la vitesse de brassage augmente
- le temps d'attente après brassage et avant la coulée diminue, ce qui limite la croissance des particules par diffusion et par formation d'amas
- la taille des particules primaires décroit

En revanche, le temps de brassage ne semble pas influencer la fluidité. Les résultats de Assar *(fig. 7)* peuvent se ramener à l'équation précédente où :

$$n \propto V^p \text{ avec } p<0 \qquad (9)$$
$$K = a + b\cdot d$$

avec d le diamètre des particules et b une constante négative.

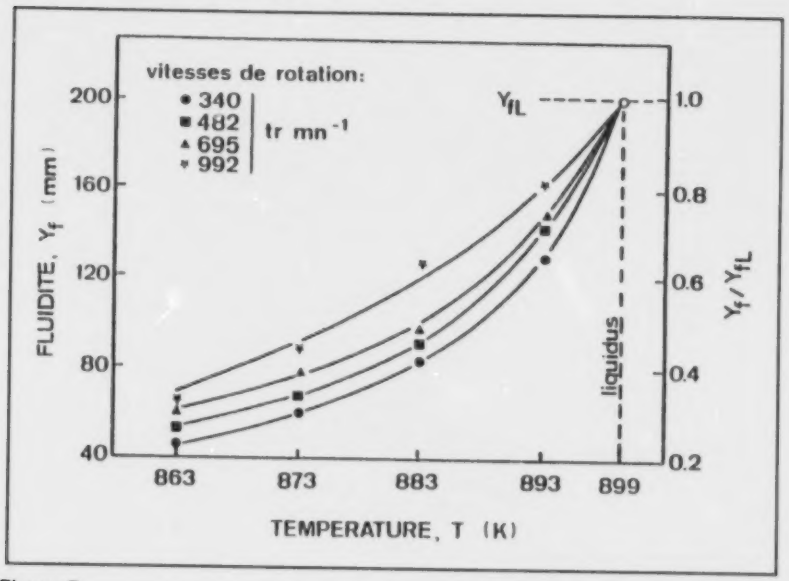


Figure 7
Influence des paramètres de rhéocoulé sur la fluidité.

J. Collot [33] a utilisé une autre mesure proche de la fluidité : la coulabilité. Cette mesure caractérise aussi, les possibilités de remplir un moule. Cet auteur souligne en particulier, l'influence de la température du moule : un moule chaud favorise la coulabilité. L'utilisation de métaux rhéocoulés, permet d'abaisser, pour un moule chaud, la température de plus de 50°C tout en conservant la même coulabilité.

4.3 Déformation entre plateaux

Une grande partie des études de comportement de matériaux semi-liquides ont été faites en compression entre deux plateaux parallèles. Ces conditions de déformation sont similaires au forgeage.

L'intérêt de la compression en phase semi-liquide a été montré par les études sur les alliages de plomb-étain [38, 39]. Les premières observations furent faites par Metz et Flemings [40] en 1970 sur des alliages d'aluminium dendritiques. Elles montrèrent l'influence de la fraction solide et de la taille du grain sur la force de compression *(fig. 8)*. Le résultat principal est probablement l'ordre de grandeur des contraintes nécessaire pour déformer un matériau semi-liquide en compression : quelques MPa.

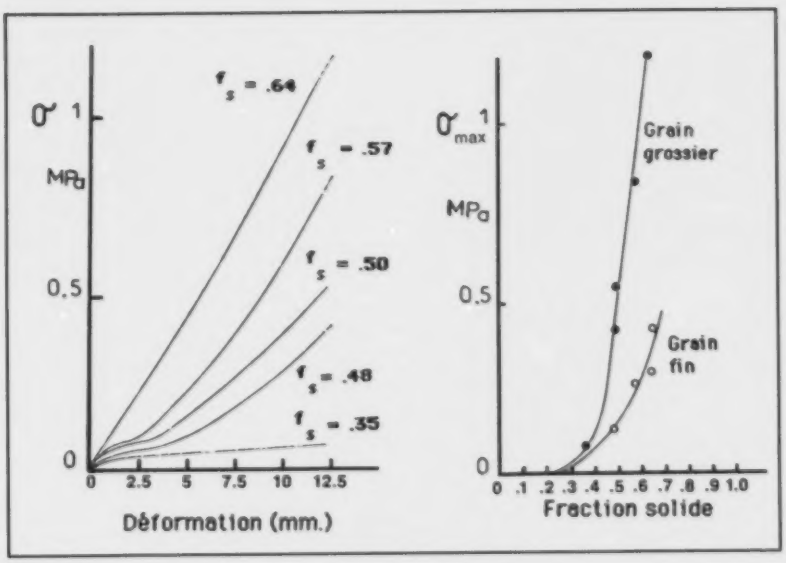


Figure 8
Résistance en cisaillement d'alliages à base Al semi-solides
(d'après Metz et Flemings [12])

a) influence du taux de déformation et de la fraction solide
b) influence de la taille des grains

Plus tard, Suery et Flemings [38], comparèrent la résistance en compression d'alliages de Sn-15Pb, dendritiques ou brassés mécaniquement. Pour des fractions solides d'environ 63%, ils trouvèrent un rapport de vingt environ entre les deux matériaux *(fig. 9)*. Ces mêmes auteurs ont mis en évidence l'effet de la vitesse de déformation, et la forte ségrégation latérale (effet d'éponge). Sous l'effet de la contrainte appliquée, le liquide rémanant est expulsé vers l'extérieur, et des microfissures apparaissent. Ce phénomène est accentué par l'utilisation de structures dendritiques [41]. La chute de la contrainte *(fig. 10)* après le maximum des courbes de compression est attribuée au début de cette ségrégation et à l'apparition de microfissures [42]. La structure générale perd sa rigidité. La ségrégation due au mouvement du liquide est d'autant plus importante que la déformation ε est plus élevée. A partir des résultats de compression, Suery et Flemings [38] déduisent une loi de viscosité

$$\eta = A \cdot \exp(B \cdot f_s) \cdot \dot{\varepsilon}^n \qquad (10)$$

avec $n > 0$

Cette loi de comportement a été vérifiée dans d'autres matériaux [43].

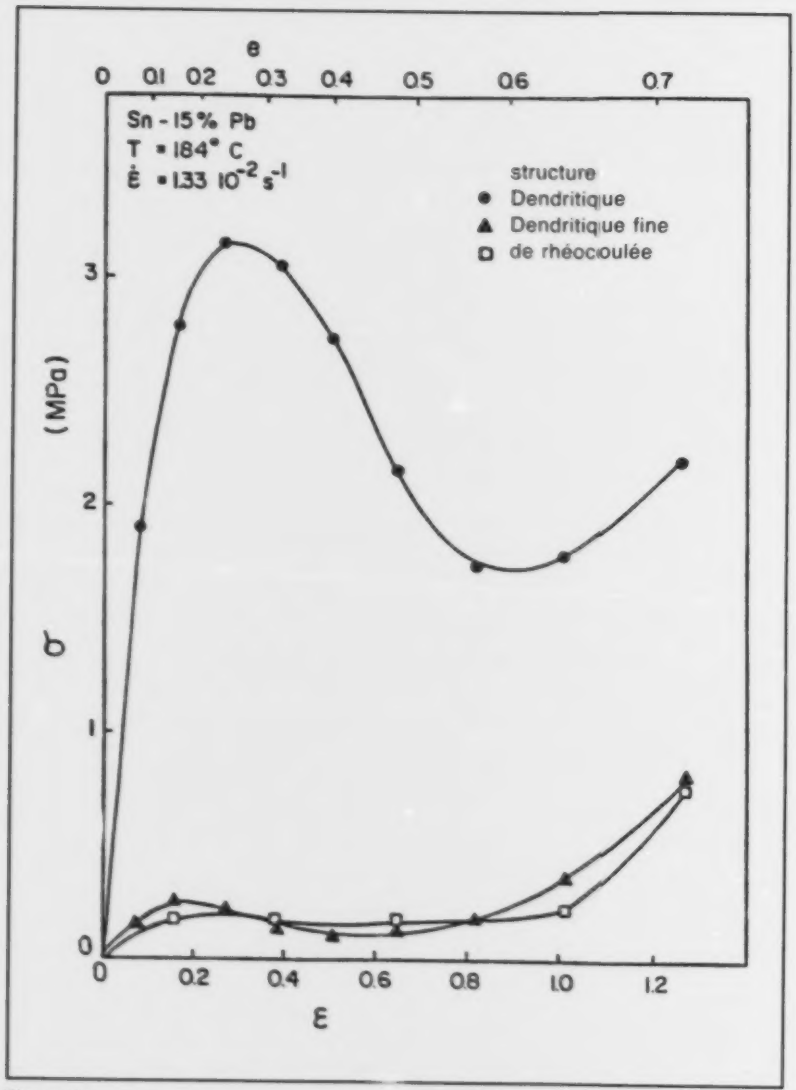


Figure 9
Comparaison de la résistance en compression d'alliages Sn-15% Pb dendritiques et non dendritiques [38].

Charreyron [39] a montré que la ségrégation latérale du liquide dans les structures dendritiques augmente si le frottement con-

tre les deux faces de l'enclume augmente. Le frottement induit des contraintes radiales qui compriment le squelette dendritique et lui confèrent plus de rigidité.

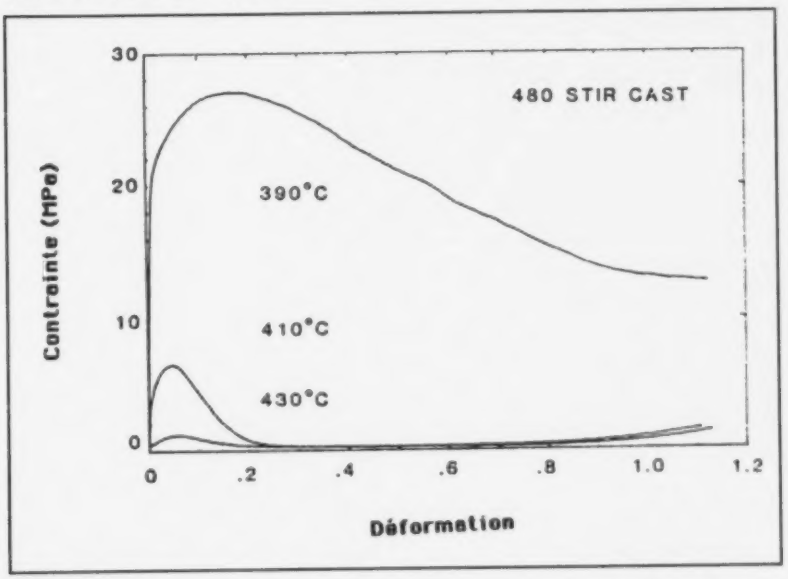


Figure 10
Effet de la température sur le comportement en compression d'un alliage ZA 27 obtenu par brassage à 480°C [28].

La taille des particules sphéroïdales ne semble pas avoir un effet important sur les essais de compression en chambre ouverte [42]. Le maximum de la courbe de compression marque la transition entre un écoulement homogène de matière où les particules solides se déplacent à la même vitesse que le liquide et la région où le liquide se déplace plus vite que le solide. Dans le cas où les particules sont sphéroïdales, elles sont facilement entraînées par le liquide. Dans les gammes de tailles et de vitesses étudiées, la taille des particules ne semble pas affecter la contrainte maximale atteinte.

5. Procédés de mise en forme à l'état semi-liquide

Les avantages de l'état semi-liquide ont été déjà soulignés. Les procédés de formage à l'état semi-liquide seront divisés en deux classes : ceux qui utilisent classiquement le métal liquide ou ceux qui utilisent le métal solide. Dans la première catégorie, on retrouve

le moulage par injection («die casting»), le moulage-forgeage («squeeze-casting»), dans la seconde, le forgeage, le laminage.

5.1 Moulage par injection

Le moulage par injection sous pression est généralement économique pour produire des pièces en grande quantité (pour des séries supérieures à 5000 ou 10,000 pièces, dépendant de la complexité de la pièce). Cette technologie est aussi très intéressante si la pièce est de forme relativement complexe. En effet, le moulage par injection permet d'obtenir des états de surface très acceptables et évite le plus souvent des usinages ultérieurs. De plus, les dimensions des pièces sont très uniformes et surtout très répétitives. Du point de vue de l'équipement, cette technique est relativement économique puisqu'elle nécessite des surfaces de plancher faibles. Soulignons qu'elle est très largement utilisée aujourd'hui pour des alliages à bas point de fusion tels que le zinc, l'aluminium, le magnésium et leurs alliages. Des essais ont été faits pour le moulage par injection des aciers, mais le point de fusion trop élevé de ce métal diminue le temps de vie du moule et de la chambre d'injection. On admet généralement qu'un moule doit pouvoir effectuer 100,000 à 200,000 cycles. Pour l'acier, le nombre de pièces possibles à fabriquer à partir d'un seul moule est de l'ordre de 5000 à 15,000 au maximum.

Les principaux désavantages du moulage par injection proviennent surtout du fait que le métal injecté est liquide (viscosité faible, température élevée). Pour éviter que l'alliage ne se solidifie trop tôt dans la chambre ou dans le moule, la température du liquide injecté est relativement élevée : le liquide est surchauffé, ce qui entraine des coûts supplémentaires et une possibilité d'oxydation du métal. Afin d'éviter que le métal ne s'écoule dans le moule avant l'injection, une attaque de coulée est nécessaire. Pendant l'injection, le métal liquide est projeté à haute vitesse dans le moule, ce qui provoque la formation de gouttelettes de métal liquide qui peuvent se solidifier avant le reste de la pièce. Lorsque la vitesse d'injection est trop élevée, ce qui arrive souvent lorsque le seuil d'injection est petit, le jet peut s'atomiser. Dans ce cas, la quantité d'air entrainée dans le métal devient très élevée. D'une façon générale, la turbulence d'un écoulement liquide favorise la formation de porosités à cause du gaz entrainé. De plus, le liquide arrivant à haute vitesse fait subir à la matrice un choc thermique important qui diminue son temps de vie. Des calculs comparatifs, faits à partir de mesures expérimentales [47] montrent que la température en surface est deux à trois fois plus élevée lors d'une injection de bronze liquide par rapport à une injection du même matériau semi-solide. Ces mêmes auteurs montrent que le gradient thermique et la vitesse de montée en température à la surface du moule sont beaucoup plus faibles avec les métaux semi-liquides car la vitesse de transfert de la chaleur est réduite et

la quantité de chaleur latente est plus faible. L'ensemble de ces facteurs augmente la durée de vie des moules et des chambres d'injection et devrait permettre l'utilisation de matériaux moins dispendieux.

Les porosités des pièces fabriquées par moulage par injection empêchent tout traitement thermique. En effet, les hautes températures généralement impliquées pendant les traitements thermiques feraient coalescer les pores entrainant des distorsions géométriques des pièces. Les pièces obtenues par moulage par injection ont donc généralement de moins bonnes propriétés mécaniques que celles obtenues par forgeage par exemple. La présence de porosité affecte particulièrement certaines propriétés telles que l'allongement et la ténacité.

Afin de pallier à ces difficultés, de nombreux chercheurs ont travaillé avec des matériaux en phase pâteuse. Citons principalement, les travaux du groupe du professeur Flemings [1] et ceux de Stewart, du Fulmer Institute en Angleterre [48].

On peut utiliser directement le rhéomoulage, en installant un brasseur mécanique à l'entrée de la chambre d'injection ou le thixomoulage. Dans ce dernier procédé, le métal obtenu par brassage est refroidi puis réchauffé et placé dans la chambre d'injection [47]. Plus récemment, la technique du «compo-casting» [76] a été utilisée pour le moulage sous pression : des particules de seconde phase sont introduites dans l'alliage métallique lors de l'étape de brassage. Le matériau obtenu est ensuite introduit dans la chambre d'injection.

Le principal avantage dans l'utilisation des matériaux semi-liquides brassés pour le moulage sous pression, est très probablement l'absence de turbulence du métal semi-liquide. Cette absence de turbulence est principalement due à la plus grande viscosité du matériau semi-liquide comparativement à celle du métal liquide.

Des travaux faits au MIT et au Fulmer Research Institute [46] montrent que la pression d'injection est une fonction de la vitesse d'injection. Ces travaux se ramènent à l'interprétation proposée par Flemings [45] qui est résumée sur la *figure 11*. Trois zones sont indiquées sur cette figure : à basse vitesse la cavité n'est pas remplie, à trop haute vitesse il se forme des porosités de taille et de nombre inacceptables. Ces travaux ont aussi mis en évidence le fait que la qualité du produit final est améliorée quand la fraction solide est plus grande. En revanche, l'utilisation de gelée très fluide ($fs < 40\%$) permet de maintenir plus froide la chambre d'injection en évitant de solidifier prématurément l'alliage. L'utilisation de pourcentages de fraction solide aux environs de 50% permet de pouvoir manipuler relativement aisément le matériau qui conserve une certaine rigidité, tandis que ce même matériau soumis à un taux de cisaillement élevé, devient fluide et peut ainsi, remplir la cavité. L'absence de porosité devrait permettre de traiter thermiquement les pièces sans changer

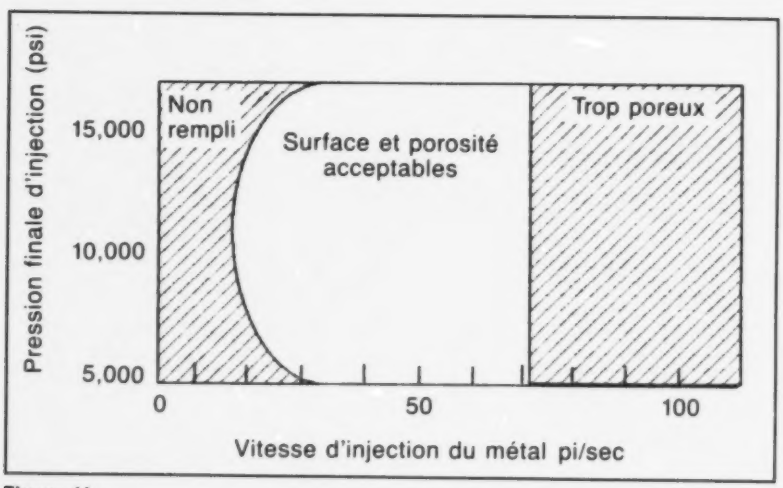


Figure 11
Graphique illustrant les limites acceptables d'opération lors du moulage sous pression.

leurs dimensions générales. Dans le cas des alliages d'aluminium, ces traitements peuvent être effectués à des température atteignant 500°C.

D'autre part le «design» du moule est simplifié, puisque l'utilisation de matériaux semi-liquides permet de diminuer les chemins d'amenée et évite aussi l'utilisation d'attaque de coulée. Si les pourcentages de fraction solide ne sont pas trop élevés (30% environ), on peut utiliser des moules identiques à ceux qui sont utilisés dans le moulage par injection sous pression classique.

Les pièces ont des états de surface de bonne qualité et sont exemptes de porosités, si la gelée injectée n'en contient pas au départ. De façon générale, toute déformation qui tendra à fermer les porosités augmentera le degré de «saineté» de la pièce obtenue. On peut songer, afin de diminuer le pourcentage de porosité, à l'extrusion ou au moulage-forgeage avant le moulage par injection. La fabrication de matériau rhéocoulé sain, c'est-à-dire avec peu de porosité sera discutée plus loin (paragraphes 5.2 sur l'extrusion et 5.3 sur le moulage-forgeage).

Le fait que le matériau s'écoule relativement facilement dans le moule diminue les chocs thermiques et donc augmente le temps de vie du moule. De même une augmentation de la fraction solide diminue fortement le choc thermique [49]. Des essais industriels ont été faits avec des alliages à bas point de fusion tels que l'aluminium, le zinc-aluminium, le cuivre et les matériaux à plus haut point de fusion tels que l'acier ou la fonte.

5.2 Extrusion

La présence d'air inclus dans les billettes produites par rhéocoulée, le désir d'obtenir des matériaux de dimensions près des côtes et d'augmenter les propriétés mécaniques ont poussé le développement de l'extrusion [50]. L'extrusion à chaud produit des microstructures fines et homogènes, ce qui augmente sensiblement les propriétés mécaniques et l'absence presque totale de porosité permet d'atteindre des niveaux de ductilité et de ténacité importants. Pour obtenir ces bonnes propriétés il faut, avec les méthodes usuelles, des taux de réduction importants, donc des forces très élevées, provoquant une usure très importante des filières. Pour obvier à ces deux difficultés, l'extrusion d'alliages semi-liquides, rhéocoulés ou non, semble attrayante. Très tôt, un certain nombre de laboratoires et surtout d'industries ont étudié ce procédé, sans, le plus souvent, publier les résultats. Les expériences ont été suspendues à cause de deux problèmes non résolus à cette époque : l'éjection du liquide eutectique lors du passage dans la filière et la fragmentation (fissuration) des pièces extrudées qui augmente avec la vitesse. Les travaux de Pinsky et al [41] soulignent les difficultés rencontrées, illustrées à la *fig. 12*. En abscisse est portée la variation de position du piston, rapportée à la position initiale et en ordonnée, la contrainte appliquée. Dans la première partie de la courbe, le liquide eutectique est expulsé de la pièce, dans la seconde, la matrice est densifiée, on déforme donc un solide. Toutefois, pour ces essais, la fraction volumique solide utilisée était faible, de l'ordre de 63%, la température de la filière trop élevée, plus haute que la température eutectique, ce qui peut expliquer l'expulsion du liquide.

Pour limiter ces difficultés qui, le plus souvent, ont entrainé la cessation de la recherche, Kiuchi et al [51] ont étudié l'influence de la température de la filière. Pour extruder dans de bonnes conditions, ils montrent que :

- la température de la filière doit être inférieure à la température eutectique si la fraction solide est inférieure a 90%
- la fraction solide doit être supérieure à 90% si la température de la filière est élevée. Les travaux de Taha [52] vérifient les constatations de Kiuchi pour des alliages de plomb-étain.

Taha et Suery [53] ont montré, pour des alliages Pb-19Sn que les forces d'extrusion étaient peu différentes que l'alliage soit dendritique ou non, tant qu'il est semi-liquide. Le résultat de ces auteurs appelle certains commentaires. Il est probable que la structure utilisée par ces auteurs était globularisée : les fines dendrites initiales se sont transformées en globules durant le temps de maintien avant l'extrusion. Cette sphéroïdisation explique probablement la différence entre les résultats de comportement lors de l'extrusion et lors de la compression. La compression de structure dendritique en

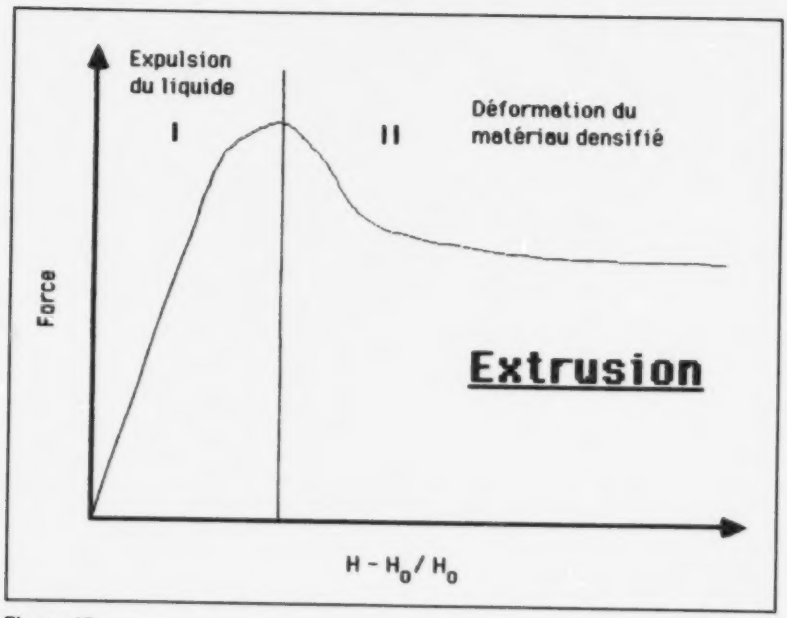


Figure 12
Évolution du niveau de force appliquée en fonction du déplacement du piston lors de l'extrusion d'alliage semi-liquide.

phase-semi liquide réclame en effet des forces 15 à 20 fois plus importantes que la déformation de structures non-dendritiques. Kiuchi et al [51] montrent que, pour des échantillons non-rhéoulés, la force d'extrusion chute à 20-25% lorsque l'échantillon contient 20 à 30% de liquide. Cette chute est attribuée à un coefficient de frottement beaucoup plus faible entre la billette et la filière.

En utilisant les équations habituelles de l'extrusion des matériaux solides, Suery et Flemings [38] développent une équation qui permet de prévoir la force d'extrusion :

$$\sigma_{ss} = C\,(A + B \log R).\ \exp(bf_s)\ \dot{\gamma}^{n+1} \qquad (11)$$

avec $n = a f_s + d$ et $n < 0$ et R le taux de réduction

En diminuant la fraction solide en dessous de 50%, la force d'extrusion baisse fortement pour des alliages dendritiques ou non [53]. La quantité de liquide devient suffisante pour favoriser la défor-

mation. Les dendrites, de petites dimensions, peuvent bouger librement dans le liquide; une autre explication réside dans leur globularisation.

Si les forces d'extrusion sont comparables, les propriétés du produit final sont très différentes. LeHuy et al [26] ont obtenu des propriétés mécaniques très intéressantes pour des alliages de zinc-aluminium. La ténacité, mesurée par un essai Charpy non-entaillé, est améliorée de façon importante. (Coulée continue : 40J, rhéocoulé et extrudé : 130-140J). Young et al [54], avec l'acier inoxydable 304, ont aussi obtenu une amélioration des propriétés mécaniques. Ils ont signalé la possibilité de diminuer les coûts en utilisant l'extrusion en phase semi-liquide.

L'amélioration des propriétés est obtenue grâce à un raffinement de la microstructure. Les grains ont une taille de 10μ environ lorsque la microstructure de départ est dendritique. Lorsque l'alliage de départ est non-dendritique, la microstructure extrudée montre un aspect tout à fait remarquable de structure fibreuse. Les sphéroïdes initiaux ont été allongés. Durant le stade final de refroidissement à l'air, l'ensemble du matériau a recristallisé. Les joints de grains initiaux ont disparus et on ne rencontre plus qu'une transition douce de variation de composition.

La nette amélioration des propriétés mécaniques peut être expliquée par :

- une microstructure très fine
- l'absence de transition brusque entre particules et matrice
- l'absence quasi-totale de porosité. Il est probable que cette dernière constatation peut expliquer la nette amélioration de la ténacité.

Ces derniers résultats ajoutent de l'intérêt à la mise en forme à l'état semi-liquide. Il est facile d'imaginer d'autres développements utilisant l'avantage d'une forte déformation de la structure : le moulage-forgeage («squeeze-casting»), le moulage par injection, le forgeage, etc.

Une difficulté reste encore à franchir en extrusion. Les vitesses d'extrusion restent encore faibles, de l'ordre de quelques mètres par heure. Cette vitesse est une nette amélioration par rapport aux travaux initiaux, il y a cinq ans. Certaines applications pourraient tirer profit de l'extrusion malgré ces faibles vitesses. Par exemple, les pièces de dimensions compliquées, possédant une symétrie axiale, et demandant de bonnes propriétés mécaniques, seraient de bonnes candidates pour l'extrusion en phase semi-liquide.

5.3 Moulage-forgeage («squeeze casting»)

5.3.1 Principes généraux

Le moulage-forgeage est un procédé de fabrication proche du moulage par injection. La solidification s'accomplit sous une forte pression (usuellement de l'ordre de 70 à 100 MPa, exceptionnellement de 300 MPa). C'est un procédé qui est intermédiaire entre le moulage par injection et le matriçage *(fig. 13)*.

La pression appliquée permet au liquide de remplir les cavités et évite la formation de pores; elle augmente aussi l'échange de chaleur avec la matrice, favorisant ainsi l'obtention d'une microstructure fine (dendrites et cellules) tout en diminuant fortement la quantité de pores macroscopiques et interdendritiques.

Les avantages du moulage-forgeage sont reliés aux deux caractéristiques précédentes : une microstructure fine et très peu de pores. Les pièces obtenues pourront subir un traitement thermique sans changement dimensionnel. De plus, la forte diminution sinon l'absence de retrait permet d'obtenir des pièces ayant des dimensions très proches des dimensions finales. Cette absence de retrait, compensée par la pression qui favorise l'écoulement du dernier liquide permet d'obtenir des pièces relativement épaisses alors que le moulage par injection ne le permet pas. La pression finale est fonction de la géométrie de la pièce. En effet, lorsque la pièce est de dimension compliquée, certaines parties peuvent se solidifier en premier et ainsi empêcher la transmission de la pression. Pour éviter un tel phénomène, la pression doit, localement, dépasser la contrainte d'écoulement du matériau à haute température. Aussi, dans le cas de pièces complexes, la pression finale peut atteindre ou dépasser 200 MPa. Les alliages possédant des intervalles de solidification trop importants nécessitent l'application de la pression pendant un temps plus long. En effet, ces matériaux contiennent du liquide rémanant pendant un temps plus long, et, par conséquent, la possibilité de formation de retrait ou de porosité augmente. Les alliages d'aluminium possédant un intervalle de 10°C, nécessitent 100 MPa et l'épaisseur des parois peut être faible tandis que 70 MPa est suffisant pour des alliages ayant un invervalle de 100°C [50]. Les propriétés mécaniques des pièces sont excellentes. Pour différents alliages ferreux et non-ferreux, ce même auteur montre que les propriétés en traction sont améliorées, en particulier l'allongement à la rupture. Ces améliorations sont obtenues par l'élimination des porosités macroscopiques et microscopiques et la formation d'une microstructure fine. Pour obtenir de bonnes propriétés, il est nécessaire d'éviter l'oxydation du bain liquide, les particules d'oxyde n'étant pas éliminées pendant le formage de la pièce.

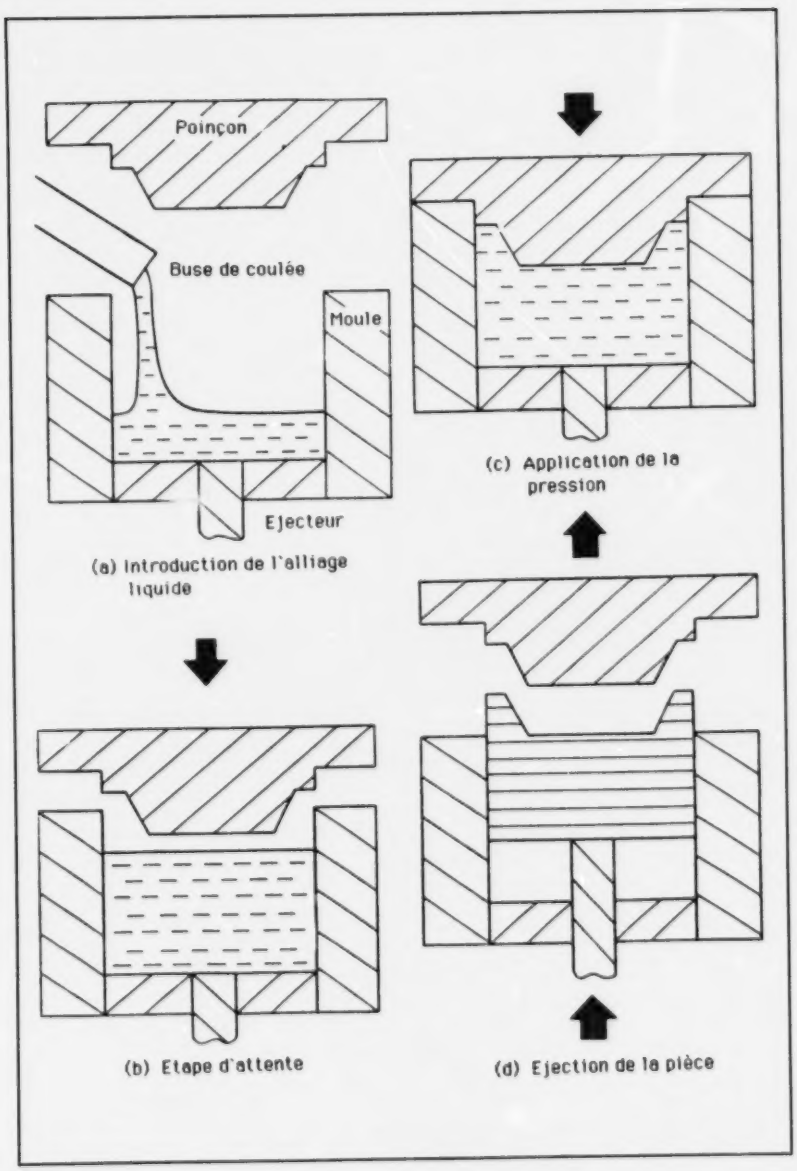


Figure 13
Schéma de principe du moulage-forgeage («squeeze-casting»).

De plus, la possibilité de traitement thermique permet d'optimiser les propriétés mécaniques. On peut ainsi obtenir des propriétés mécaniques égales ou supérieures à celles obtenues par forgeage à chaud ou à froid avec des forces plus faibles et des équipements moins coûteux [50]. Les propriétés d'écoulement du liquide ont moins d'importance [55] que pour la fonderie traditionnelle.

L'effet de la pression sur l'évolution du diagramme de phase a été mesuré et calculé [56]. L'élévation de température du liquidus des métaux qui se contractent à la solidification peut se calculer à partir de l'équation de Clapeyron :

$$\Delta T = \frac{Tm\ (V_1 - V_2)\ \Delta P}{H} \qquad (12)$$

où V_2 et V_1 représentent respectivement les volumes spécifiques de la phase liquide et solide, Tm la température de fusion à la pression atmosphérique et H la chaleur latente de fusion. Un alliage qui se trouverait à une température légèrement supérieure au liquidus à la pression normale est en surfusion sous une pression importante, ce qui conduit, associé à un échange thermique plus important, à une microstructure fine. De plus, la pression augmente la solubilité des gaz dans le liquide, ce qui diminue la formation de pores. Pour fixer des ordres de grandeurs, on peut citer l'alliage Al-Si [56]. Sous une pression de 115 MPa, la température du palier eutectique augmente de 27°C et la composition eutectique varie de 12.7 à 18%.

Des difficultés technologiques ont limité le développement du moulage-forgeage. Ces inconvénients sont reliés au faible nombre d'études, au choix des matériaux pour les matrices, surtout pour les alliages ferreux, au choix des températures de la matrice et du liquide et au temps d'application des forces. Cette technique, pour les alliages légers, a trouvé des applications dans l'industrie automobile : jantes de roues, pistons, etc [57]. Des têtes d'obus en fonte ont été aussi produites avec succès [50]. Elle est limitée, aujourd'hui, aux petites séries et aux pièces demandant de bonnes propriétés mécaniques, telles que des limites d'endurance améliorées pour des pistons d'alliages d'aluminium.

5.3.2 Moulage-forgeage à l'état semi-liquide.

Nous choisissons de conserver le même vocable pour les deux techniques (moulage et forgeage), parce que l'utilisation de matériaux semi-liquides fait que cette technique se trouve entre le moulage par injection à l'état liquide («die-casting») et la déformation à l'état solide (forgeage ou matriçage). La difficulté de différencier ces trois techniques est encore plus grande avec des gelées semi-liquides que dans le cas décrit

au paragraphe précédent. L'utilisation de matériaux à structure non-dendritique permet d'améliorer sensiblement les propriétés mécaniques, essentiellement l'allongement à la rupture [27]. Avec ce type de matériau, l'écoulement et la microstructure sont plus homogènes, la pièce plus saine. L'écoulement homogène permet aussi d'obtenir des pièces de formes plus complexes. Comme pour le moulage-forgeage classique, les pièces peuvent subir des traitements thermiques ultérieurs. Le liquide s'écoule plus facilement entre les globules qu'entre les dendrites, éliminant ainsi plus facilement les microporosités. Ramadi et al [27] rapportent une élongation à la rupture doublée par rapport au moulage-forgeage classique pour des alliages d'aluminium. Il est probable que le retrait, important surtout pour les pièces de grandes dimensions, soit plus faible que pour le moulage-forgeage à partir de l'état liquide (inférieur à 1%). Par contre, la température de la matrice et surtout les intervalles de temps doivent être judicieusement choisis pour éviter la solidification locale de l'alliage.

Malgré ses avantages, peu d'études ont été faites dans ce domaine. Une possibilité de développement très attrayante pourrait être la combinaison de la globularisation, de l'extrusion, suivi du formage final qui pourrait être du moulage-forgeage. La globularisation permettrait d'éviter l'étape du brassage.

5.4 Forgeage

Ce procédé s'apparente à la déformation entre deux plaques qui a été abordée au paragraphe 4.4. Pour tenir compte des observations faites à propos de ce procédé, on peut distinguer deux cas de forgeage :

1. La déformation totale dépasse la valeur à laquelle la ségrégation du liquide se produit. On obtient alors des pièces ayant de très bonnes formes géométriques, mais présentant des inhomogénéités de microstructure.
2. L'ébauche initiale est proche des cotes de la pièce finale ce qui limite les déplacements et évite la ségrégation.

Des essais de forgeage ont été réalisés [26] pour produire une roue d'engrenage en un alliage de zinc-aluminium.

La courbe force-déplacement enregistrée lors de l'essai *(fig. 14)* montre deux régions. Dans la première partie, le matériau remplit la chambre. C'est un mode de déformation équivalent à celui rencontré entre deux plaques parallèles. Dès que le matériau touche les parois et commence à remplir les dents, la force augmente. L'effet de la température et donc de la viscosité, est mis en évidence sur cette figure. Quand la forme finale est atteinte, le déplacement devient nul. Seules quelques fuites peuvent justifier un déplacement très faible. Le matériau est mis en forme en quelques fractions de seconde.

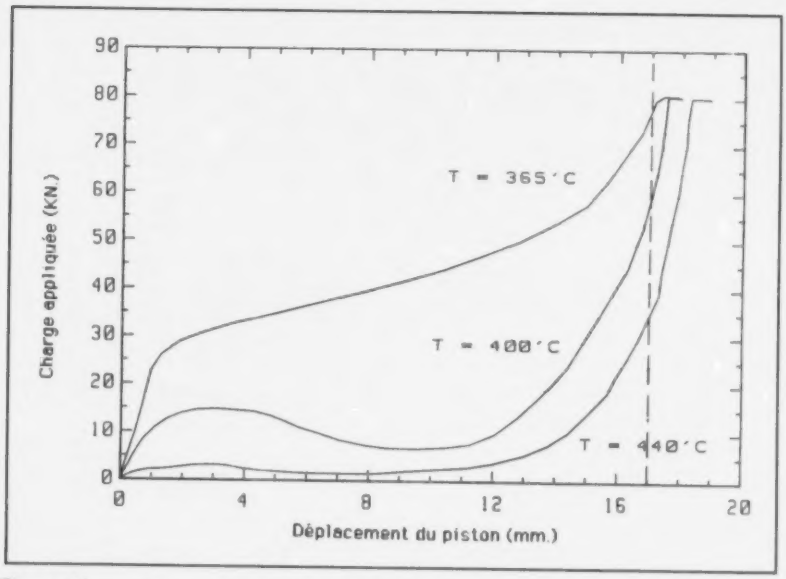


Figure 14
Courbe force-déplacement enregistrée lors du forgeage en matrice fermée d'un engrenage en ZA 27.

Une analyse micrographique situe les limites de cette technologie très simple. La photo 1 montre un détail d'une dent. Les particules primaires se sont agglomérées à l'entrée de la dent, le liquide rémanant est passé au travers de cet obstacle. La ségrégation finale est très forte. Cette ségrégation dépend de la taille des particules primaires. Quand la taille des particules primaires est beaucoup plus petite que celle de l'obstacle (photo 2), les particules primaires ne se bloquent plus lors de leur déplacement. L'effet précédemment signalé n'existe plus, la ségrégation disparaît.

Le forgeage est une technique simple qui permet d'obtenir facilement des pièces de formes complexes. Cette technique ne nécessite pas des machines lourdes et compliquées, car les forces mises en jeu sont faibles. Ainsi, par exemple, pour former la roue dentée, une contrainte d'environ 80 MPa a été nécessaire. La température de la matrice doit être choisie avec soin : il faut éviter que le matériau soit solidifié avant d'avoir rempli la cavité.

Le forgeage est apparenté au moulage et au moulage par injection. Il permet d'obtenir des pièces de formes complexes, avec un bon fini de surface, en des temps plus courts que le moulage-forgeage et plus grands que le moulage par injection. Si le lingot de

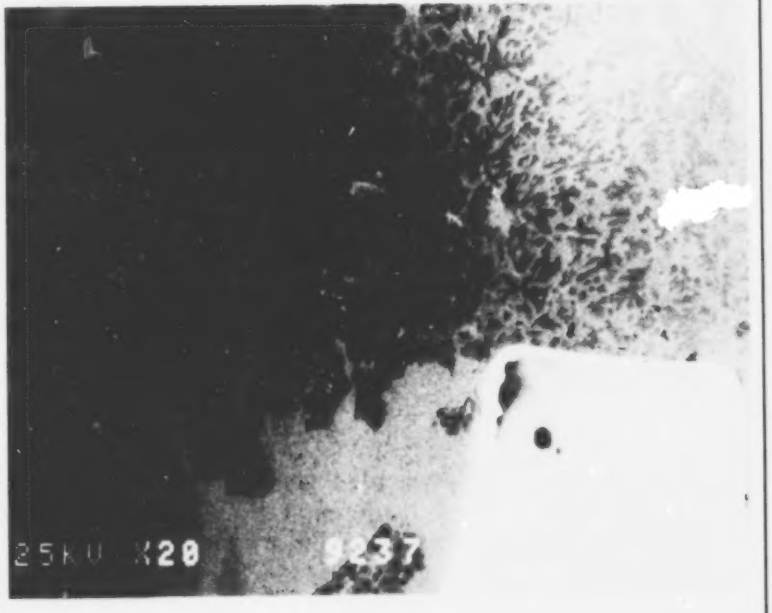


Photo 1
Empilement des particules primaires formant un barrage à l'entrée d'une dent d'engrenage en zinc-aluminium forgé à l'état pâteux. Seule la phase liquide remplit la dent ce qui produit une ségrégation finale importante.

Photo 2
Dent d'engrenage semblage à la photo 1. À cause de la taille plus faible des particules primaires, l'effet d'empilement et de ségrégation est réduit.

départ est exempt de porosité, on peut obtenir des pièces de bonne qualité. De plus, la mise en forme de pièces en composite ne devrait pas poser de problème. Des essais sont en cours à l'IGM.

5.5 Laminage

Le laminage direct («strip casting») suscite un intérêt de plus en plus marqué sous la pression économique de réduction des coûts. Cette technique est déjà utilisée depuis plusieurs dizaines d'années pour les alliages à bas point de fusion (procédés Hazelett, Properzi, etc.).

A la fin du siècle dernier, Bessemer [60] avait déjà dessiné un procédé de laminage direct qui devait permettre d'obtenir une tôle de quelques millimètres d'épaisseur à partir de l'état liquide en supprimant les passes intermédiaires de laminage à chaud et à froid. Les difficultés dans le développement de ce procédé pour des alliages à haut point de fusion résident dans le choix des matériaux pour les cylindres et les buses d'injection et dans le contrôle des paramètres d'opération (principalement : température, refroidissement et choc thermique des cylindres, refroidissements secondaires, vitesse de laminage, etc.). Elles ont retardé le développement de cette technique de production de tôles. Depuis 20 ans, plusieurs systèmes ont été étudiés pour la production de tôles d'acier [61] (une roue de refroidissement, deux roues verticales ou horizontales, roue et courroie, deux courroies verticales ou horizontales) tous ces procédés utilisant des «moules mobiles», afin de limiter le frottement entre le moule et la tôle. Certains de ces procédés sont développés à l'échelle de l'usine pilote, aucun n'est utilisé commercialement.

Afin de permettre un meilleur contrôle du procédé et de diminuer les forces de frottement et de séparation des cylindres, les matériaux rhéocoulés peuvent être utilisés [62]. Le principe du système développé en laboratoire au MIT est montré à la *figure 15*. L'alimentation en alliage rhéocoulé se fait à l'aide d'un rhéocouleur classique. La courroie et le revêtement du cylindre sont en caoutchouc à base de silicone. L'utilisation de ce matériau est rendue possible du fait de l'alliage utilisé : Sn-15Pb. La fraction solide optimale etait comprise entre .5 et .75, pour des vitesses de laminage de 4 à 9 cm/s (de 140 à 325 m/h). Les forces de séparation étaient de l'ordre de 1 à 4 kgf pour des largeurs de 10 à 25 mm et des taux de réduction de 2 à 3.

Les faibles forces et chocs thermiques mis en jeu rendent ce procédé attrayant. Trois obstacles majeurs sont à surmonter avant de développer une expérience à l'échelle pilote.

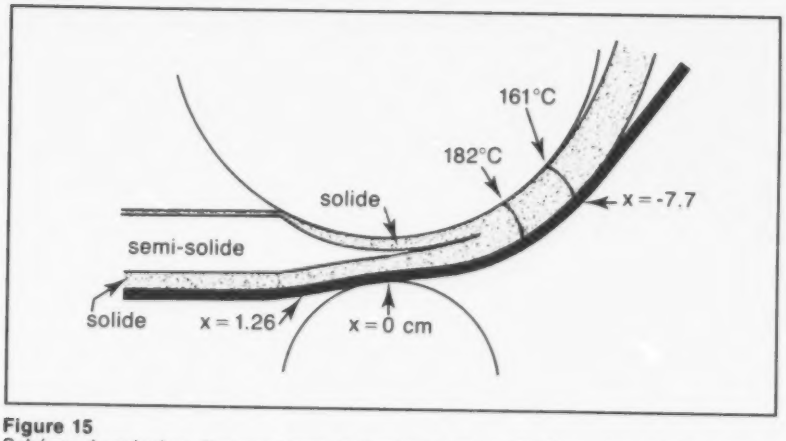


Figure 15
Schéma de principe d'un montage de laminage direct d'alliage plomb-étain semi-liquide [62].

1. Il existe une ségrégation transversale, surtout pour des taux de réduction importants, due au mouvement du liquide eutectique (effet d'éponge déjà signalé au paragraphe 4.3). Pour pallier à cet inconvénient, l'équipe du MIT a utilisé une roue avec deux surépaisseurs latérales, de hauteur égale à celle de la tôle. Dans ce cas, le matériau est confiné et la déformation se rapproche d'une compression hydrostatique où la ségrégation est négligeable. Cependant, l'utilisation de phase semi-liquide limite le taux de réduction à environ 70% [38]. Au delà de cette valeur, la ségrégation deviendrait trop importante, il serait alors nécessaire de rejeter les bords enrichis en soluté par le mouvement du liquide. La limite de 70% est certainement dépendante de la taille des globules; cette limite devrait probablement augmenter si la taille des globules diminue, en accord avec les résultats des expériences de forgeage [42].
2. Lorsque la tôle est de trop forte épaisseur, supérieure à 2mm, des ruptures se produisent, l'état de surface devient mauvais.
3. Enfin, la vitesse de laminage est trop faible. Pour être compétitif avec les procédés actuels, il faut atteindre des vitesses de l'ordre de .5 à 1 m/s. Il y a plusieurs ordres de grandeur à gagner. Le principal frein dans l'augmentation de la vitesse est l'alimentation en matériau rhéocoulé. Là encore, la globularisation, en continu, pourrait être la solution.

Pour être convaincant, ce procédé devrait être étudié pour la production en continu de tôles d'acier. Le choix des matériaux d'ou-

tillage (cylindres, buses) devient alors un problème important et difficile à résoudre.

Les avantages principaux du laminage direct en phase semi-liquide résident dans :

- la faible quantité de chaleur à évacuer
- les faibles forces mises en jeu
- la possibilité d'obtenir de bons états de surface
- le choc thermique plus faible sur les cylindres

Parmi les différents procédés de laminage direct actuellement à l'étude, le laminage direct de phases semi-liquides, rhéocoulés ou non, reste un bon candidat.

6. Application de la rhéocoulée à l'élaboration de matériaux composites à matrice métallique

6.1 Production

Une des voies les plus intéressantes de recherche en métallurgie est la production et l'étude de matériaux composites à matrice métallique. D'énormes efforts de recherche ont été faits depuis une quinzaine d'années dans ce domaine. Les applications industrielles vont de la structure de la navette spatiale [63] aux pistons de moteurs diesel de haute performance [64]. La majorité des études portent sur des composites à matrice d'aluminium contenant des fibres longues et orientées ou courtes et dispersées. La nature des fibres est très variée, elle couvre notamment les métaux (acier, titane, etc.) et les céramiques (Al_2O_3, SiC, B, carbone). De façon générale, on constate que les améliorations de performance (résistance à l'impact, au fluage, à l'usure) dues à la présence des fibres dépassent celles prévues par la loi des mélanges (équation 12).

Les techniques de production généralement utilisées sont l'imprégnation de la fibre par l'alliage liquide, le pressage isostatique à chaud de mélange de poudre, la métallurgie par explosion et le moulage sous pression (squeeze-casting). Bien qu'efficaces, toutes ces techniques présentent un point faible commun : elles se prêtent difficilement à la production massive de matériaux composites. Les coûts et les taux de production deviennent rapidement insatisfaisants. De plus, mis à part le forgeage sous pression (squeeze-casting), ces méthodes se prêtent mal à l'incorporation de fibres non mouillées par la matrice sans préparation préable. Dans ce cas on assiste généralement à un regroupement des fibres sous l'action de tensions de surface à l'interface fibre-liquide.

L'incorporation de fibres aux gelées métalliques visqueuses est une option intéressante, au moins dans le cas de fibres courtes. Ainsi, dans le cas de matrice d'aluminium et de zinc-aluminium, on a pu ajouter une grande variété de particules et de fibres telles que particules d'alumine, de carbure de silicium [65, 66, 69], de fibres d'acier ou d'aluminium [67].

Certains travaux ont clairement démontré que l'agitation du bain semi-liquide augmente sensiblement la surface totale de fibres mouillées par l'alliage [68]. Ce résultat peut être attribué à plusieurs facteurs :

1) la viscosité plus élevée de l'alliage tend à maintenir les fibres immergées dans le bain et ce, malgré une faible mouillabilité ou des différences de densité importantes.
2) l'agitation diminue la tendance des particules non mouillées à s'agglomérer pour des tailles supérieures à 5μ.
3) le temps de brassage étant arbitraire, il est possible de promouvoir le mouillage des fibres en allongeant la durée.
4) l'agitation, les collisions entre globules de solide primaire et les fibres et le déplacement des fibres à l'intérieur du liquide favorisent l'érosion de la surface des fibres éliminant ainsi les impuretés de surface suceptibles de diminuer la résistance mécanique des interfaces fibre-particule.
5) les temps et surface de contact importants permettent l'élaboration d'interfaces difficiles à obtenir par d'autres méthodes telles le spinelle $MgAl_2O_4$ qui se forme dans les composites Al-Si-Mg - Al_2O_3.

6.2 Analyse des propriétés mécaniques des composites

Les propriétés mécaniques publiées jusqu'à maintenant démontrent que les avantages des composites produits par rhéocoulée résident principalement dans leurs bonnes résistance à l'usure. L'addition de 15 à 20% en volume de fibres de céramique (SiC, Al_2O_3) abaisse d'un ordre de grandeur l'usure mesurée lors d'essais pion sur disque [69]. De même, on réduit les pertes en volume lors d'essai sur roue abrasive par un facteur de 3 ou 5 [26].

6.2.1 Compression

La plupart des résultats d'essais mécaniques publiés jusqu'à maintenant proviennent d'essais en compression qui permettent d'éliminer le rôle des pores. Ces derniers ont en effet une influence très marquée sur les propriétés en tension, surtout sur la ténacité. Afin

de simplifier l'analyse des propriétés des matériaux composites, nous détaillerons les résultats en compression, en focalisant notre attention sur la limite de rupture du matériau composite.

L'analyse classique [70] suppose que la résistance du composite obéit à la loi des mélanges. Cette loi d'additivité est généralement assez bien vérifiée si le pourcentage de fibres est faible (inférieur à 50%) et si les fibres sont orientées dans le sens de la déformation. Pour tenir compte de l'effet d'orientation des fibres et de l'efficacité du renfort, deux coefficients de correction sont introduits (K et n respectivement) :

$$\sigma_c = K_n \sigma_f V_f + \sigma_m (1-V_f) \qquad (13)$$

K est de l'ordre de 1/3 si les fibres sont réparties au hasard dans le plan, 1/6 si elles sont au hasard dans l'espace. Il vaut 1 si l'orientation est dans le sens de la déformation et 0 si les fibres sont perpendiculaires au sens de la déformation.

Les fibres doivent avoir une longueur minimale pour transmettre les charges à la matrice. Dans le cas contraire, la matrice peut se déformer plastiquement ou la fibre se rompre. Les fibres n'ayant pas toutes la même longueur et la même orientation, le facteur n introduit une correction pour tenir compte de ces écarts de longueurs provenant de la fabrication.

Malgré ces facteurs correctifs, les contraintes réelles sont toujours plus élevées que celles calculées. La différence est généralement attribuée aux effets de la présence des fibres sur la matrice.

$$\sigma_m = \sigma_{mo} + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_r \qquad (14)$$

où σ_{mo} est la résistance intrinsèque de la matrice et $\Delta\sigma_d$ est la variation causée par une microstructure plus fine. Ce terme représente souvent l'affinement de la microstructure généré par les fibres qui peuvent agir comme sites de germination.

Le dernier terme traduit l'effet des contraintes résiduelles introduites par les fibres lors du refroidissement rapide après l'introduction des fibres dans la matrice. Ces contraintes seront d'autant plus élevées que les différences de dilatation thermique seront prononcées et que la vitesse de refroidissement sera grande. Plusieurs calculs [71] permettent de déterminer ce terme de contrainte résiduelle. Il est généralement admis que la contrainte résiduelle d'origine thermique est proportionnelle à l'écart des coefficients de dilatation thermique et à l'amplitude du refroidissement. Il est à noter que ce terme peut être annulé par un traitement thermique approprié.

La même analyse peut s'appliquer pour d'autres propriétés mécaniques telles que la dureté, malgré la difficulté de connaître les valeurs des paramètres tels que la dureté des fibres par exemple.

6.2.2 Traction

Ces mesures mettent en valeur l'influence de porosités ou de décohésion à l'interface matrice-particule. L'allongement à la rupture est très sensible à ces paramètres. L'examen des résultats [72, 73, 74] provenant d'essais en traction montre que :

1) l'incorporation de fibres rigides dans la matrice augmente généralement le module d'Young du matériau
2) l'incorporation de fibres n'ayant pas d'affinité chimique avec la matrice diminue de façon importante (100 à 200%) l'allongement à la rupture et la limite élastique du matériau.

La littérature [75] indique que ce dernier point peut être évité si l'on extrude le matériau à chaud ou à froid. Ces observations démontrent une fois de plus l'importance des porosités.

6.3 Perspectives d'avenir

Les études menées jusqu'à maintenant ont surtout été orientées vers la production monocharge («batch») de composites par rhéocoulée. Bien que le procédé puisse être applicable à échelle moyenne, on devra nécessairement penser à des procédés en continu si on désire des taux de production plus élevés. La coulée continue pourrait probablement être utilisée avec succès. Les taux de production pourraient être acceptables, le niveau de porosité faible.

Le moulage par injection a déjà été employé, avec succès, pour la fabrication de métaux composites [76]. Nous donnerons quelques détails, car il nous semble que ce procédé pourrait connaître certains développements industriels dans un avenir proche. En effet, il utilise les machines actuelles et permet d'obtenir des pièces ayant de très bonnes propriétés mécaniques, notamment une bonne résistance à l'usure et une bonne tenue à chaud (alliage d'aluminium avec différents pourcentages de SiC).

La gelée composite est fabriquée par les techniques classiques de rhéocoulée décrites à la section 3. Le matériau semi-liquide (entre 20 à 30% de solide) est placé dans la chambre d'injection. Cette chambre n'est pas chauffée, elle a seulement sa température d'équilibre. L'injection est faite dans une machine ordinaire. Le remplissage est excellent, malgré la présence des fibres. Dans la pièce finale, il restait cependant quelques porosités qui étaient présentes avant l'injection.

Bien que l'on ait prouvé le potentiel de la rhéocoulée à produire des composites ayant de bonnes résistances mécaniques et une bonne résistance à l'usure, peu d'applications industrielles sont actuellement envisagées dans la littérature ouverte. Il est possible

que certaines compagnies étudient la fabrication de métaux composites par des techniques telles que le moulage par injection, le moulage-forgeage, cette dernière technique offrant l'avantage de diminuer sensiblement le niveau de porosité. Enfin, la faisabilité de produire par rhéocoulée des composites à fibres courtes orientées ou à fibres longues reste à prouver.

7. Traitement thermique des alliages rhéomoulés

On a déjà signalé l'avantage des pièces produites par rhéomoulage par rapport aux pièces obtenues par moulage par injection, ces dernières ne pouvant pas subir de traitement thermique pour optimiser les propriétés mécaniques. Peu de travaux ont été publiés dans ce domaine. Nous n'en citerons que quelques-un afin de montrer les difficultés de ces traitements.

Les alliages de zinc-aluminium sont soumis à des variations de volume causées par la décomposition, dans le temps, de phases métastables. Ces alliages contiennent de petites quantités de cuivre afin d'augmenter les propriétés mécaniques des pièces obtenues généralement par moulage par injection. A une température inférieure à 268°C, la phase ε, $CuZn_4$ se décompose pour donner une phase riche en cuivre T' selon la réaction

$$\alpha + \varepsilon \rightarrow T' + Zn \qquad (15)$$

Cette transformation entraine une augmentation du volume total de l'alliage. Plus la quantité de phase est importante, plus ce changement de volume est important.

Murphy et al. [77] ont étudié l'effet d'un cisaillement des gelées semi-liquides sur la stabilité dimensionnelle de ces alliages. La variation de volume est expliquée par la formation de la phase T' et la précipitation du cuivre provenant de la phase riche en zinc. Le brassage entraîne la formation de particules primaires de composition constante et donc entraîne la concentration de cuivre et zinc dans la structure secondaire. Cette structure secondaire se décomposera pendant le brassage et entraînera une importante augmentation de volume. Du point de vue de la stabilité dimensionnelle, le brassage a, par conséquent, un effet négatif. Cet effet sera d'autant plus marqué que le volume de solide primaire sera grand.

Les alliages aluminium-cuivre sont connus pour être sensibles à la précipitation de la phase Al_2Cu pendant le vieillissement après trempe. Ce vieillissement entraîne un changement marqué des propriétés mécaniques. Les alliages obtenus par rhéocoulée sont beaucoup moins sensibles au vieillissement [78]. Malgré des vitesses

de trempe assez importantes, il n'a pas été constaté de sursaturation. Les précipités de Al_2Cu sont formés pendant le refroidissement. Les particules primaires sont pauvres en cuivre. Par conséquent le liquide restant est riche en cuivre. Cette concentration de l'élément en soluté est responsable de la formation, après la trempe, de précipités de phase θ'.

Après rhéocoulée, les carbures de chrome formés dans un acier inoxydable 440C sont aux joints de grain et du type M_7C_3. Un traitement d'homogénéisation permet au carbone de diffuser et de transformer graduellement les carbures en $M_{23}C_6$ et de les rendre homogènes à travers le grain. Le traitement thermique cité permet donc une amélioration de la limite d'élasticité. En effet, après brassage, les grains sont de composition constante et les carbures sont rejetés aux joints de grains. Un traitement d'homogénéisation prolongé permet de retrouver une structure de carbures semblable à celle produite par coulée classique (240 psi). Les travaux suivants, obtenus à partir des résultats de Murty, montrent l'évolution de la limite d'élasticité (en psi).

Rhéocoulée	5h à 1100°C	5h à 1200°C	5h à 1300°C	20h à 1300°C
150	178	195	238	250

Cet exemple souligne le fait que la rhéocoulée permet d'obtenir une structure favorable à la mise en forme, mais ne permet pas obligatoirement une optimisation des propriétés mécaniques, qui survient après un traitement thermique.

Un traitement d'homogénéisation d'un alliage X-40 à base de cobalt Co26, 5Cr, 10.5 Ni, 7W, 0.5C) augmente légèrement la limite d'élasticité [49]. Ce traitement thermique a pour effet de faire grossir les carbures. Sur la *fig. 16* on montre l'évolution de la limite d'élasticité à différentes températures. La dissolution des carbures au joint de grain, la redistribution des éléments en solution et la reprécipitation de fins carbures durant le refroidissement au four peut expliquer l'augmentation de la dureté à l'intérieur d'une particule primaire au voisinage de sa périphérie, alors que le coeur n'est pas affecté. La faible différence de limite d'élasticité entre la structure dendritique et rhéocoulée, pour des traitements thermiques semblables peut s'expliquer par une structure semblable des carbures.

Un intérêt, à fort potentiel industriel, est l'obtention d'alliages non-miscibles. J.P. Patrak [79] a obtenu des alliages aluminium-plomb, contenant jusqu'à 50% de ce dernier élément. La technique expérimentale est relativement simple. A l'aide d'une agitation importante, ils réalisent une émulsion qui est refroidie rapidement. Des traitements thermiques subséquents permettent d'ajuster les propriétés aux valeurs souhaitées. Les propriétés obtenues sont celles d'un

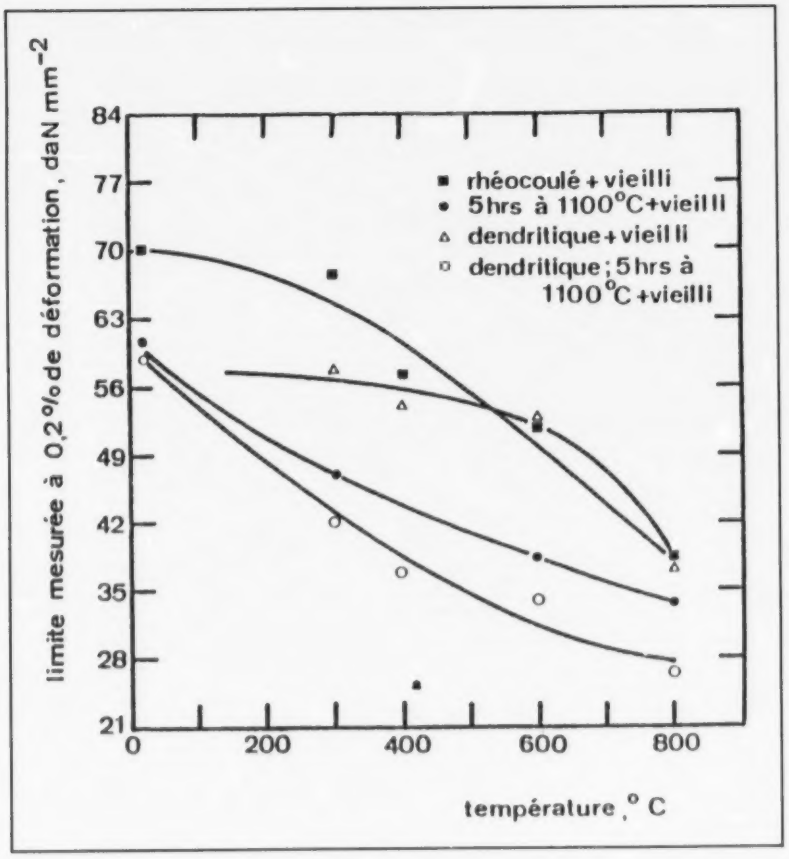


Figure 16
Évolution de la limite d'élasticité d'un alliage rhéocoulé en fonction de la température.

composite contenant une phase ductile : la résistance en traction et la limite d'élasticité diminuent tandis que la ténacité (impact) et surtout l'allongement à la rupture augmentent quand le pourcentage de plomb augmente. Un laminage à froid permet de nettement améliorer les propriétés en tension. Cet alliage devrait trouver de bonnes applications en frottement telles que des coussinets auto-lubrifiés. Il présente notamment une bonne stabilité en température jusque vers 200°C environ.

Ces exemples montrent qu'un traitement thermique après rhéocoulée a le même effet qu'un traitement thermique classique. Il

peut être profitable ou non profitable. Cette nouvelle forme de métallurgie reste à être précisée.

8. Propriétés mécaniques des matériaux mis en forme à l'état pâteux

8.1 Introduction

Nous distinguons les propriétés des pièces obtenues directement après rhéocoulée de celles ayant subi une opération de mise en forme après la coulée. Rappelons les principaux résultats que nous avons obtenu dans les paragraphes précédents. Il est impossible de donner tous les détails qui ont déjà été notés. Seules les grandes tendances seront dégagées.

La microstructure d'un métal rhéocoulé se compose de 4 éléments :

- les particules primaires, de composition chimique à peu près constante, formées par germination homogène à partir d'un liquide en surfusion.
- les dendrites de solidification secondaire obtenues à partir du liquide rémanent. La taille et l'orientation de cette microstructure est essentiellement fonction de la vitesse de refroidissement. Une précipitation particulière peut apparaître dans cette microstructure.
- les porosités introduites pendant le brassage. Si les conditions d'agitation sont trop violentes, de l'air est entraîné avec le liquide.
- des éléments étrangers, tels que des fibres courtes ou des particules dans le cas des matériaux composites.

8.2 Pièces obtenues directement après rhéocoulée

Les lingots produits par rhéocoulée ont des propriétés mécaniques homogènes dans la section et dans la longueur du lingot. On ne retrouve pas les zones ordinaires de solidification : basaltique, équiaxe et retrait central. Les propriétés mécaniques ont des valeurs intermédiaires *(fig. 17)* entre celles obtenues au coeur et à l'extérieur d'un lingot classique [81]. Par exemple, dans le cas d'un alliage à base de cuivre, la ductilité est légèrement meilleure pour l'alliage rhéocoulé tandis que sa limite d'élasticité est légèrement réduite [82].

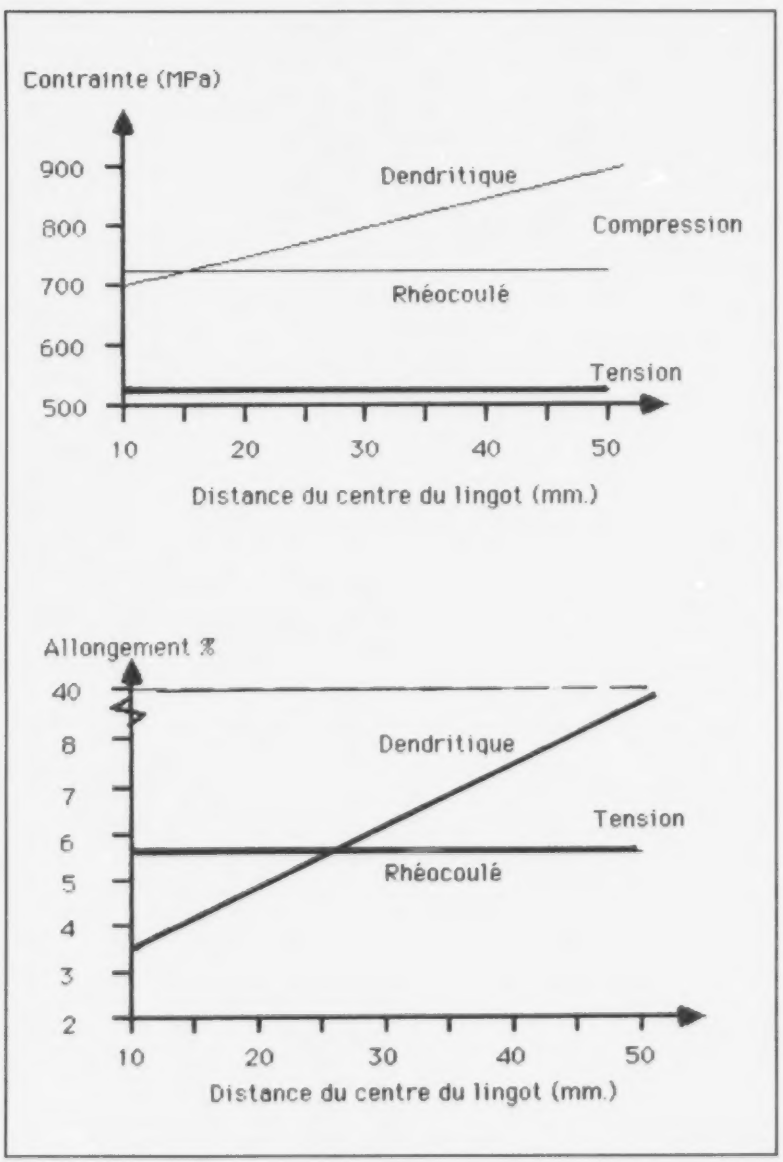


Figure 17
Variation des propriétés en fonction du rayon du lingot.

Au niveau microscopique, la présence des particules sphéroïdales primaires, généralement de quelques dizaines de microns de diamètre, peut affecter les propriétés en fatigue. Les lignes de glissement peuvent être importantes et servir d'initiation à une fissure de fatigue. La limite d'endurance d'un matériau rhéocoulé est donc plus basse que celle d'un matériau solidifié conventionnellement dans lequel la structure dendritique fine gêne l'initiation de fissures de fatigue [83].

La ductilité des matériaux rhéocoulés n'est, en général pas très bonne. Deux phénomènes peuvent expliquer ce mauvais comportement. D'une part la formation de microfissures, d'autre part, la présence de porosités. Une étude réalisée sur un super-alliage à base cobalt [80] a mis en évidence une importante diminution de la ductilité dans les lingots rhéocoulés, diminution attribuée par les auteurs à la formation de fissures au niveau de l'interface matrice/particules primaires. Cette interprétation est confirmée par le fait que l'allongement à la rupture décroît lorsque la fraction volumique de particules primaires augmente, c'est-à-dire lorsque la surface spécifique interface-matrice augmente. Law et al. [83] suggèrent d'éviter la formation d'une interface bien marquée en diminuant la vitesse de refroidissement après arrêt du brassage. Dans ce cas, les dendrites de seconde solidification prendront naissance à la surface des particules primaires ce qui conduit à une interface moins bien définie. Cependant, en diminuant cette vitesse de refroidissement, on peut supposer que la taille de la microstructure secondaire augmente ce qui pourrait diminuer la résistance de cette phase. Cette microstructure secondaire, qui constitue en fait le troisième paramètre de la structure générale d'un alliage rhéocoulé, a été peu étudié et son influence sur les propriétés mécaniques reste à déterminer.

La porosité éventuellement introduite pendant le brassage peut jouer un rôle important [82]. On distingue trois types de porosités : celles qui sont créées pendant le refroidissement secondaire, celles qui sont situées à l'interface des particules primaires et celles qui se trouvent à l'intérieur de ces particules. La formation de ces porosités est fortement fonction des conditions de brassage. Plus la surface du liquide est perturbée, plus l'air est emprisonné dans le liquide. Il en résulte alors une augmentation des porosités observées si la vitesse et/ou le temps de brassage augmentent à une température donnée [82].

En tension, Law et al. [83] ont trouvé des limites d'élasticité meilleures après rhéocoulée du fait d'une vitesse de refroidissement plus grande et donc d'une microstructure plus fine que par coulée conventionnelle.

Pour éviter l'emprisonnement de l'air qui entraîne une chute prononcée de la ductilité et de la ténacité, il est necessaire de conserver non perturbée la surface libre du liquide. Plusieurs solutions ont

déjà été proposées : l'utilisation de la coulée continue, la diminution de la vitesse de refroidissement, l'utilisation d'un grand réservoir de liquide au-dessus de la zone de brassage, le brassage électromagnétique qui créé un cisaillement local, la globularisation. Dans ce dernier cas, l'influence des porosités n'a pas été étudiée.

Certain auteurs ont tenté de développer des équations qui pourraient permettre de prévoir les propriétés globales d'un matériau, connaissant les propriétés des phases en présence. En utilisant une production d'alliage Al-10Cu monocharge sous gaz protecteur, N.A. El Mahallawy et al. [84] ont étudié l'influence de la microstructure sur les propriétés mécaniques en tension et compression. Ils proposent d'appliquer une relation inspirée de la loi des mélanges

$$\sigma_t = f_s\ \sigma_{so} \left(\frac{d}{d_o}\right)^n + (1 - f_s)\ \sigma_m \qquad (16)$$

où σ_{so} représente la contrainte théorique de la phase primaire pour un diamètre d_o,σ_m la résistance de la matrice (solide obtenu à partir du dernier liquide), d le diamètre des particules primaires et σ_t, la résistance en traction du matériau.

Cette relation a l'avantage de pouvoir expliquer, du moins qualitativement, les variations de la résistance en traction. Après un ajustement mathématique, ils obtiennent n = .45, ce qui est proche de l'équation de Hall-Petch. Dans le cas de l'alliage Al-10Cu [84], la phase primaire est la plus ductile. En augmentant la température de brassage, f_s diminue, la résistance mécanique augmente alors et la ductilité diminue *(fig. 18)*. La différence entre les résultats en tension et en compression s'explique probablement par la présence de porosités, fines et bien réparties.

Une relation semblable à la précédente pourrait être écrite pour la ductilité.

$$\varepsilon_t = f_s \cdot \varepsilon_s + (1\text{-}f_s)\ \varepsilon_m \qquad (17)$$

Les alliages Al-Si hypereutectiques, où la phase la plus fragile est la phase primaire, montreraient des variations différentes à celles proposées sur la *figure 18*. Une augmentation de la phase primaire devrait diminuer la ductilité.

8.3 Pièces obtenues par mise en forme après coulée

D'une façon générale, une déformation effectuée sous un état de contrainte à forte tendance hydrostatique compressive modifie la micro- structure. L'effet de cette déformation est :

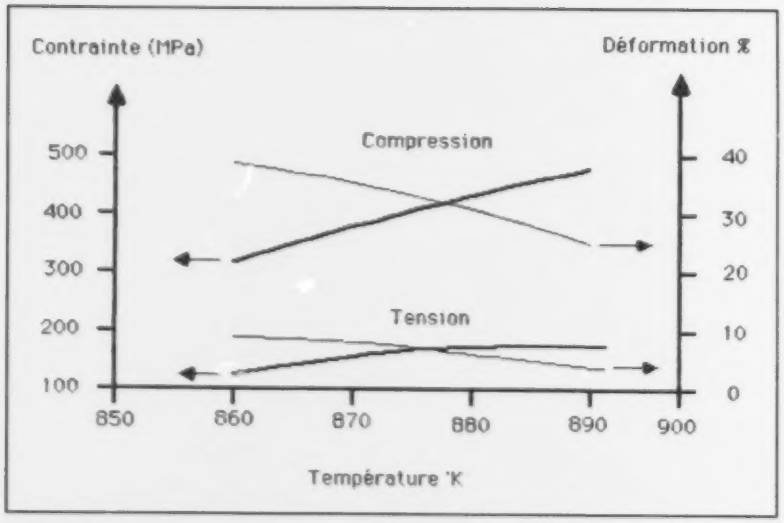


Figure 18
Variation des propriétés mécaniques à température ambiante en fonction de la température de brassage et donc de la fraction de solide primaire.

- de fermer les pores ce qui augmente de façon significative la ténacité et la ductilité : compression et forgeage bénéficient de cet état de contrainte.
- de conduire à une homogénéisation et une recristallisation comme par exemple lors de l'extrusion à fort taux de réduction. Les propriétés mécaniques, notamment la ténacité seront alors fortement améliorées.

Il est impossible de citer une liste exhaustive de travaux sur les propriétés mécaniques, à cause, principalement, de la difficulté à obtenir l'information.

Chen et al. [85] ont comparé les propriétés en tension d'aluminium obtenu par voie traditionnelle, thixomoulé (rhéomoulé, refroidi et réchauffé) et par moulage-forgeage. La moyenne des propriétés mesurées sur plusieurs échantillons est donnée dans le tableau suivant :

	Résistance à la traction (MPa)	Limite d'élasticité (MPa)	Allongement (%)
Rhéocoulé	455	340	11.2
Squeeze	474	355	13.4
Brut de coulée	476	392	10

La différence entre les matériaux rhéocoulés et moulés-forgés n'est pas très sensible. La courbe d'endurance en fatigue des deux premiers alliages n'est pas très différente. L'opération de forgeage a pour effet de fermer les pores. Dans ce cas particulier de forgeage, les propriétés ne sont pas améliorées, probablement parce que la microstructure n'est pas modifiée, hormis la porosité qui est fortement diminuée, mais peut-être pas éliminée. Shulmeister et al [86] ont montré l'effet du forgeage sur une machine d'injection modifiée, avec des alliages X40. Les propriétés moyennes obtenues sont décrites dans le tableau suivant :

	T	Limite d'élasticité (MPa)	Résistance mécanique (MPa)	A%
Rhéocoulée	Ambiante	552	770	6
Conventionnelle	"	345	572	4
Rhéocoulée	790°C	276	372	6.5
Conventionnelle	"	165	400	8

L'amélioration des propriétés mécaniques est importante. La résistance au fluage est nettement améliorée, surtout après pressage isostatique à chaud (HIP).

Des alliages de zinc-aluminium (ZA27) extrudés à chaud après rhéocoulée, présentent une amélioration sensible de la ténacité [26]. Young [49] a déjà obtenu une amélioration des propriétés en tension sur des aciers inoxydables rhéocoulés et extrudés.

Kiuchi et al. [51] ont aussi étudié l'influence de l'extrusion sur les propriétés mécaniques *(fig. 19)*. Dans la gamme de rapports d'extrusion étudiés, le principal facteur qui contrôle la résistance mécanique et l'allongement est la fraction solide présente pendant l'extrusion. La ductilité est très sensible aux conditions expérimentales. Pour optimiser la résistance et la ductilité, une température optimale de la sortie de la filière doit être choisie.

Das et Chatterjee [87] ont obtenu des pièces en alliage Al-4.5%Cu renforcés ou non par des trichites de SiC. La technique de préparation consiste en la fabrication des granulats compactés à

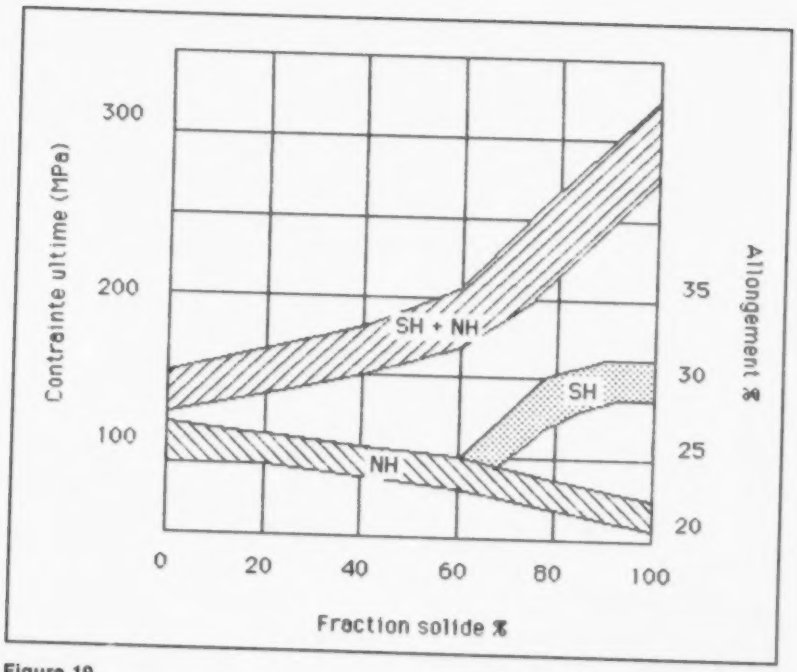


Figure 19
Effet de la température de la filière sur les propriétés mécaniques.
SH = Filière et matériaux à la même température
NH = Pas de préchauffage de la matrice.

base de poudre d'aluminium et de trichites qui sont ensuite dispersés dans l'alliage liquide par brassage mécanique. Le produit obtenu est alors solidifié sous pression. Les résultats mettent en évidence une augmentation très sensible des propriétés mécaniques non seulement en fonction de la pression appliquée ce qui correspond à l'élimination des porosités, mais aussi en fonction de la fraction volumique de trichites et ce pour des fractions aussi faibles que 0.5%. Ce dernier résultat semble peu crédible, car des améliorations aussi sensibles des propriétés n'ont jamais été observées depuis pour des taux de renfort aussi faibles.

9. Avenir

Il est toujours difficile de prévoir le futur. En se basant sur les connaissances d'aujourd'hui, il est cependant possible d'imaginer quelques développements potentiellement intéressants.

L'utilisation de matériaux globularisés à l'état semi-liquide présente plusieurs avantages que ne possèdent pas les métaux coulés en phase liquide.

- une grande facilité de mise en forme. La faible quantité de liquide durant la solidification limite les problèmes de retrait et de porosité. Il est facile d'obtenir des pièces ayant des dimensions près des cotes.
- de bonnes propriétés mécaniques : les pièces produites peuvent être, avec certaines précautions, exemptes de pores et avoir une microstructure fine.
- des propriétés mécaniques contrôlées : la possibilité de produire, aisément, des composites ouvre la voie à de multiples applications. chaque pièce à produire est un cas à analyser.

Une forte limitation au développement industriel des matériaux rhéocoulés a sûrement été les moyens de production. Il semblait difficile de produire de grandes quantités de matériaux par brassage mécanique. Les développements technologiques récents semblent avoir apporté des réponses à cette question : la coulée continue, avec brassage électromagnétique ou mécanique, qui peut produire de grandes quantités de matériaux sains (sans porosité), la globularisation (avec ou sans innoculation), qui fait actuellement l'objet d'études industrielles, le brassage électromagnétique dont la faisabilité a été prouvée dans les matériaux légers en coulée continue ou en système monocharge.

Donnons un bref aperçu des procédés qui apparaissent le plus facilement bénéficiaires de l'utilisation de l'état semi-liquide. La clef du succès semble être la production de matériaux exempts de porosité et présentant une microstructure fine. Pour obtenir ce résultat, il faut que les contraintes se rapprochent de celles exercées pendant l'extrusion : un écoulement sous contrainte hydrostatique. L'ordre de classement correspond plus ou moins à celui de nos préférences.

1. Le forgeage : les forces étant très faibles, il est possible d'imaginer des machines de petites dimensions, économisant ainsi le capital immobilisé, la surface occupée, l'énergie dépensée. Il est possible de forger des matériaux composites préparés par rhéocoulée ou dendritique. Dans ce dernier cas, les forces de mise en forme restent faibles et l'usure des outils est diminuée.
2. Le moulage-forgeage («squeeze-casting») présente les mêmes avantages que le forgeage. En utilisant des matériaux semi-liquides, les deux procédés, forgeage et moulage-forgeage demeurent très proches. Le niveau de porosité peut être très bas. La principale difficulté est la modélisation. Peu de programmes de calculs des écoulements existent. Certains endroits de la pièce

à produire peuvent se solidifier prématurément, entraînant des fermetures d'écoulement. L'écoulement de chaleur dans la matrice doit être contrôlé soigneusement.

3. La coulée continue peut permettre de produire des matériaux rhécoulés, en forte quantité. Des essais fructueux ont été faits sur des alliages légers. L'influence des traitements thermiques ultérieurs sur les propriétés finales reste à étudier.

4. La coulée de feuilles minces métalliques («strip casting») est probablement un des développements qui bénéficiera le plus de l'utilisation de matériaux semi-liquides globularisés. Actuellement, un seul essai de faisabilité a été accompli.

5. L'extrusion est un procédé dispendieux. Les surfaces occupées, le capital immobilisé, l'énergie dépensée, restent importants. L'utilisation de la phase semi-liquide ralentirait, avec les connaissances actuelles, les cadences. Le problème de l'expulsion du liquide rémanent reste une question difficile à résoudre. L'utilisation de filières ayant une température de sortie inférieure à celle du liquidus et une fraction solide élevée (supérieure à 90%), devraient être les clefs de ce problème. Par contre, il semble possible d'obtenir des propriétés mécaniques remarquables, notamment en ténacité transversale.

6. Moulage par injection («die casting»). De nombreux essais ont été faits, à l'échelle expérimentale, en usine, avec une gamme variée de métaux. Avec les équipements actuels, il faut utiliser des faibles pourcentages de fractions solides (20 à 30%). Il n'a pas été montré clairement que les propriétés mécaniques étaient améliorées. Il faudrait probablement changer le design du moule, pour augmenter les cisaillements pendant l'écoulement. Le contrôle de la température est un problème difficile à surmonter industriellement.

   Néanmoins, le moulage par injection avec des matériaux semi-liquides peut avoir un certain avenir du fait des possibilités de traitements thermiques des pièces produites à cause de l'absence de porosité. Ce dernier point mériterait quelques approfondissements. Il a été montré que si le matériau initial ne contenait pas de porosité, la pièce finale en est exempte. Beaucoup des essais industriels réalisés n'ont pas tenu compte de cette remarque.

Concluons par une remarque à tendance historique. Pour voir industriellement le jour, une nouvelle technologie requiert environ 20 ans d'études de recherche et de développement. Les premiers travaux ont eu lieu au début des années 70. Il semble donc que le temps soit venu où le rhéomoulage trouve certaines applications.

Références

1. Rheocasting. Proceedings of a Workshop held at the Army Materials and Mechanics Research Center, Batelle, Colubus laboratories, MCIC Report 78-35 (January 1978).
2. ibid p. 10.
3. P.A. Joly, R. Mehrabian, J. of Mat. Sc., 11, 1393-1418, (1976).
4. ibid 1, pp. 3-10.
5. J.K. Wheeldon, communication privée.
6. P. Marsh, New Sci., 93, 1288, 72-74, (Jan. 14 1982).
7. M.C. Flemings, R. Mehrabian, AFS Trans. 73-102, 81-88.
8. M.M. Molenaar, Université de Delft, Hollande, communication privée.
9. G.S. Reddy, J.A. Sekhar, J. Mat. Sc. 20, 3535-3544 (1985).
10. J.J. Molenaar, L. Katgerman, W.H. Kool, R.J. Smeulders, J. Mat. Sci., 21, 389-394, (1986).
11. D.B. Spencer, R. Mehrabian, M.C. Flemings, Met. Trans., 3, 1925, (1972).
12. R.A. Joly, R. Mehrabian, J. Mat. Sci. 11, 1393, (1976).
13. A. Vogel, Mat. Sci. 12, 576, (1978).
14. R.D. Doherty, H.I. Lee, E.A. Feest, Met. Soc. Eng. 65, 181-189, (1984).
15. H.I. Lee, R.D. Doherty, E.A. Feest, J.M. Tichmarsh, Solidification Technology in Foundry and Casthouse, Metals Society, London, p.119, (1983).
16. T.Z. Kattamis, J.C. Coughlins, M.C. Flemings, Trans TMS-AIME 239, 1504-1511, (1967).
17. F.J. Kievits, K.V. Prabhakar, Proc. of Int. Symp., Univ. Delft, Netherlands, Dept. of Metal Science and Technology, communication privée.
18. J.F. Secondé, thèse de doctorat - INPG - Grenoble (France), 1984 ou J.F. Secondé, M. Suéry, J. Mat. Sc. 19, 3991-4000, (1984).
19. C. Millière, Thèse de doctorat - INPG - Grenoble (France), (1986).
20. H. LeHuy, J. Blain, J. Masounave, à être publié.
21. I.M. Lifshitz, V.V. Slyozov, J. Phys. Chem. Sol., 19, 35, (1961).
22. L. Ratke, W.K. Thieringer, Acta Met., 33, 1793 (1985).
23. S. Bercovici, brevet France 2 266,748.
24. idem, 2 266,749.
25. K.P. Young, C.P. Kyonka, J.A. Courtois, brevet U.S.A. 4 415,374.
26. H. LeHuy, J. Masounave et J. Blain, Study of Metal Forming in the Semi-Solid State, Int. Symposium on Zinc-Aluminum (ZA) Casting Alloys, edited by G.P. Lewis, R.J. Barnhurst and C.A. Loong, CIM Series 25-5/1, N1 (1986) pp. 143-153.
27. S.D.E. Ramadi, ibid 1, p. 23.
28. H. LeHuy, J. Masounave, J. Blain, J. Met. Sc., 20, 105-113, (1985).
29. M. Hammadouche, thèse de maîtrise, Ecole Polytechnique, Montréal, Québec, Canada (1986).
30. B. Seymour, L.E. Skinner, G.H. West, Met. Mat. Tech., 15, 9, 445-447, (Sept. 1983).
31. A. Assar, N.El Mahallawy, M.A. Taha, Aluminum, 57, 12, 807-810, (Dec. 1981).
32. B.C. Pai., H. Jones, Proc. Conf. on Solidification Technology in the Foundry and the Casthouse, Univ. of Warwick, Coventry (UK), papier 22 (d'après 31), (Sept. 1980).

33. J. Collot, ibid 26.
34. E. Patoor, Diplôme d'Etudes Approfondies. Université de Metz. France (juin 1982).
35. N. Apaydin, J. of Mat. Sc. Letters, 1, 39-43, (1982).
36. C.S. Sivaramakrishnan, R.K. Mahanti, R. Kumar, Aluminium, 820-821, (Dec. 81).

CHAPTER 3

Welding processes; current status, developments and future trends

B. Bryan, A. G. Glover, A. Ditschun

Welding Institute of Canada
391 Burnhamthorpe Rd. E., Oakville, Ontario L6J 6C9

1. Introduction

The use of welding is continuously increasing as an industrial technology primarily because it is still the most economical and efficient way to join metals. In the present era of economic restraint, welding fabricators are motivated to reduce manufacturing costs and improve productivity while maintaining acceptable weld quality. Moreover welded structures fabricated from new materials are expected to survive longer in hostile environments and generally meet more demanding acceptance criteria then ever before. Consequently, both traditional welding processes and new spin-off variations are continuously being adopted to surmount a wide range of technological and financially based welding challenges.

It is the purpose of this paper to review welding process developments and to evaluate current and projected trends. Recent and on-going research projects on welding processes which possess potential for implementation by industry will also be discussed.

The present topic is exceedingly broad in scope and must, therefore, be precisely defined so as to produce a paper of manageable proportions. On the other hand adequate detail must be included so as to make the written descriptions meaningful to the reader. This survey attempts to blend both requirements in delineating the essential features and projected future trends of each process considered.

The chosen processes were selected primarily on the basis of their high level of currently published research combined with the projected impact this research is likely to have on industrial welding practice.

Information under each process category is presented in a consistent pattern. As a lead-in, the fundamental principles of a process are set out followed by its current industrial applications. Finally on-going and recent research activities directed to process innovations of potential use to industry are reviewed.

In organizing research trends under the various processes every attempt was made to avoid duplication. For instance the emergence of transistorized power sources was detailed under shielded metal arc welding and treated superficially in subsequent process sections even though transistorized circuitry has been universally integrated into power source technology.

2. Shielded Metal Arc Welding (SMAW)

Sometimes referred to as stick welding, the SMA process illustrated in *Figure 1* utilizes a flux coated rod known as an electrode.

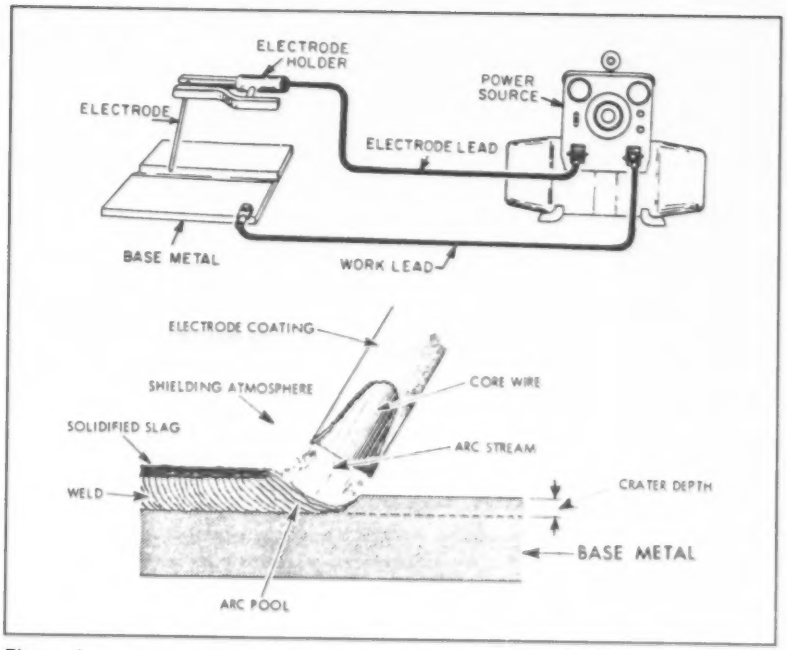


Figure 1
SMA welding circuit diagram and cross section of electrode (Ref. 1, p 15 and 19).

An electric arc is struck between the electrode tip and the work piece to generate heat which melts the base plate and progressively melts the electrode. The melted electrode continuously migrates across the arc and deposits in the groove to fuse the joint. The process normally operates on a low duty cycle (approximately thirty percent welding time) to permit stub removal and deslagging both of which inhibit the rate of welding.

SMA welding, nevertheless, is presently one of the most popular welding processes as it allows maximum freedom of control and design for a relatively low capital investment. In outdoor site operations its relatively simple equipment is comparatively free from wind disturbance of shielding gas shrouds and wire feeder restrictions on welder mobility. Moreover, the process is characterized by greater operator control over heat input and bead formation than the newer continuous wire feed processes. This posts a comparative advantage to SMA welding in terms of welder manipulative control and correction for poor fitup and control of defects consistent with field assembly conditions. Again, with emphasis on field applications, SMA welding is extensively exploited for manufacturing and maintain-

ing bridges, storage tanks, buildings, ships and cross country pipelines, etc.

Future prospects for SMA welding must highlight a continuing decline in its share of the total market as illustrated in *Figure 2*. This loss of business is largely attributable to the process's ever diminishing role in prefabricated assembly. Although this predominantly manual process is still employed in the shop for repairs, specialized custom assemblies and other one-offs, much prefabricated in-plant assembly is being taken over by the newer semi-automatic and automatic processes. The continuous wire feed processes are typically more cost effective in a shop environment than SMA for a variety of reasons to be explained in subsequent sections.

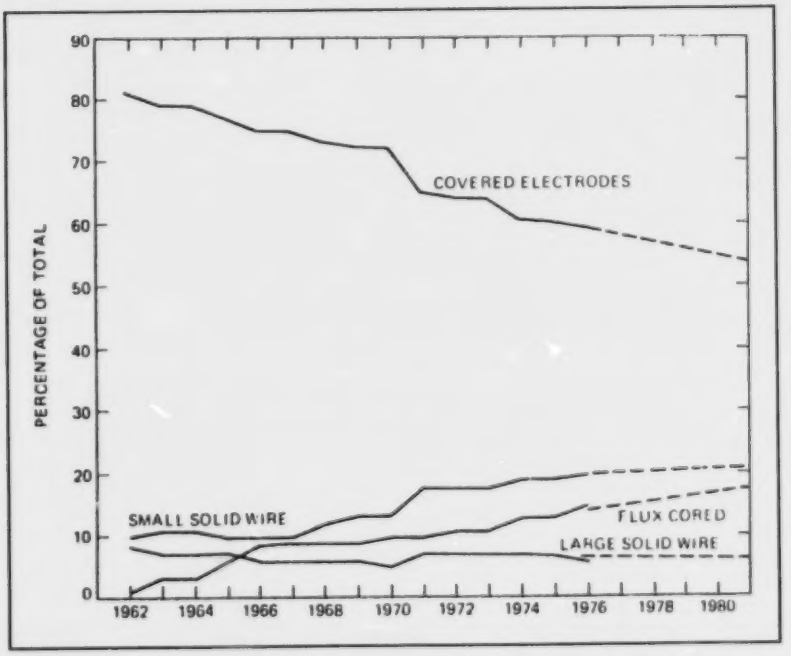


Figure 2
Projected SMA electrode sales across the USA (Ref. 2, p 18).

As few innovative developments in SMA process technology have emerged over the past twenty years, relatively few trends of potential interest to industry may be noted. However extensive research has been conducted into SMA consumable development to achieve deposit properties compatible with low temperature microalloyed steels [4] to be deployed in northern cross-country pipeline installa-

tion and offshore structures. Also specialty electrode manufacturers [5] have similarly been formulating electrode coating mixtures to better withstand aggressive corrosive environments encountered in petro-chemical applications. Other on-going research in SMAW consumables is the development of electrodes (in particular stainless steel) which produce lower fume emissions.

Novel power source designs have been developed for SMA welding to achieve a variety of performance improvements over conventional transformers, transformer rectifier and motor generator sets. These new transistorized and SCR (silicon controlled rectifier) type sets have dispensed with slower traditional high inertia armature switches for the instantaneous switching and signal amplitude adjustment of semi-conductor circuit components. The resulting machines are hence characterized by superior dynamic response rates and instantaneous compensation for line voltage fluctuations. Three schematic circuit diagrams for typical solid state power sources are shown in ref. 9. Perhaps the most significant power source developed recently has been the inverter type machine which is characterized by lightweight compact design rendering it highly portable. This size reduction is achieved through incorporating a dedicated small size, high frequency, transformer core into the design. Because the transformer accurately transforms high frequency signals the high frequency itself is used to carry the signal energy. The current may therefore be maintained at low level to minimize the heat sink requirement and hence permit the small-size core. A schematic circuit diagram of an inverter power source is shown in ref. 10.

3. Gas Metal Arc Welding (GMA Welding)

GMA welding illustrated in *Figure 3* is a continuous wire feed process which employs an independent shielding gas to protect both the arc and molten weld pool during solidification from any influx of atmospheric contaminants. GMA welding is characterized by high duty cycles (usually 100% welding time) and slagless deposits to permit rapid multipass welding. Hence the process achieves comparatively high productivity even in a semi-automatic (manual) mode. However maximum productivity results from conversion to automatic welding for which GMA is ideally suited. GMA features considerably higherdeposition rates and hence higher travel speeds than SMA thereby rendering the process more adaptable to shop fabrication applications than SMA wherever high-volume output is an essential requirement. Hence GMA is presently employed to fabricate a wide range of mass produced products with more limited emphasis on site

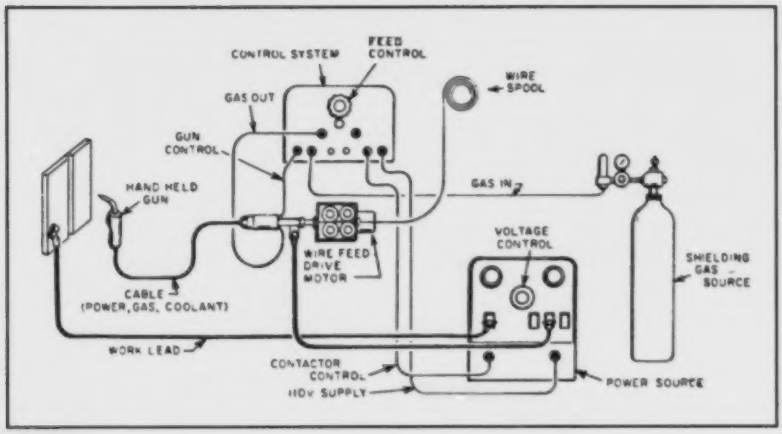


Figure 3
GMA welding setup (Ref. 2, p 151).

assembly. The automotive, construction, electrical, aerospace, container, piping, transportation industries, etc. have all extensively adopted this process.

Future prospects for GMA welding may be inferred from *Figure 2* which suggests that this process will continue to increase its share of the total market primarily at the expense of SMA welding.

Conventional GMA welding is an all-position process but is unfortunately susceptible to fusion defects whether employed in a vertical/overhead (positional) mode or a horizontal/flat (downhand) mode for the following reasons. Argon shielding typically utilized in downhand welding is characterized by a fine spray of axially directed droplets to promote excellent melt-in; but is also prone to an unfavourable finger-like penetration projecting downward through the weld root to produce lack of fusion defects, particularly in multipass applications (see *Figure 4*). This finger profile may be rounded out to alleviate fusion faults by adding a substantial CO_2 component to the Argon shielding.

Positional welding of vertical or overhead welds is characterized by low heat inputs to maintain small manageable weld pools which will not sag or flow under gravitational pull. However, the associated short circuiting transfer of molten droplets to the weld pool is somewhat erratic and violent in nature thereby promoting spatter and lack of fusion defects. Much recent and on-going research is aimed at alleviating these fusion faults. A key process innovation in pulsed GMA welding has been developed in various centers including WIC [6]. Utilizing this technique, semi-automatic and automatic pos-

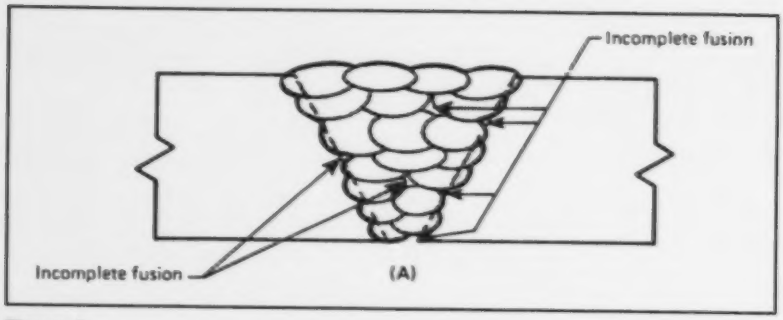


Figure 4
Lack of fusion defects inherent in GMA multipass welds (Ref. 3, p 65).

itional welding are accomplished in a pulsing spray mode to suppress defects inherent in short circuiting metal transfer. At the same time lower average heat inputs maintain a small, manageable pool size essential for vertical and overhead welding. In principle pulsed current GMAW achieves spray metal transfer at current levels normally used for globular or short circuiting transfer as is inferred from *Figure 5*. The initial development of pulsed GMAW was based on a principle termed 'synergic' control which provided pulse current energy in direct proportion to a wire feed speed measurement. The synergic principle will have application in the control of the short-circuiting GMA process to eliminate spatter.

Brown [7] extended the seam tracking capabilities of pulsed arc welding automatic applications through incorporating a lateral high-speed arc oscillation. The oscillations are synchronized with current pulses to direct the heat input for enhanced sidewall and root fusion. Greater tolerances on joint preparation and fitup are thus achieved. Brown later developed an improved twin-wire switched arc GMA system to eliminate the mechanical oscillation of his first model and its inherently slower response rate.

An AC pulsed arc variation developed by Nippon Steel [8] for narrow gap welding does not resort to arc oscillation but deploys a large diameter electrode to achieve sidewall fusion. Other multiple wire systems are being developed to achieve acceptable fusion profiles and higher downhand speeds for automatic applications.

Inverter power sources have also been exploited to improve arc stability and hence fusion characteristics in short circuiting transfer [9]. Operating at two power levels, the inverter through arc voltage feedback senses a low threshold voltage just prior to the formation of a short circuit. The inverter then switches to the higher power level detaching the droplet to avoid the excessive high current surge as-

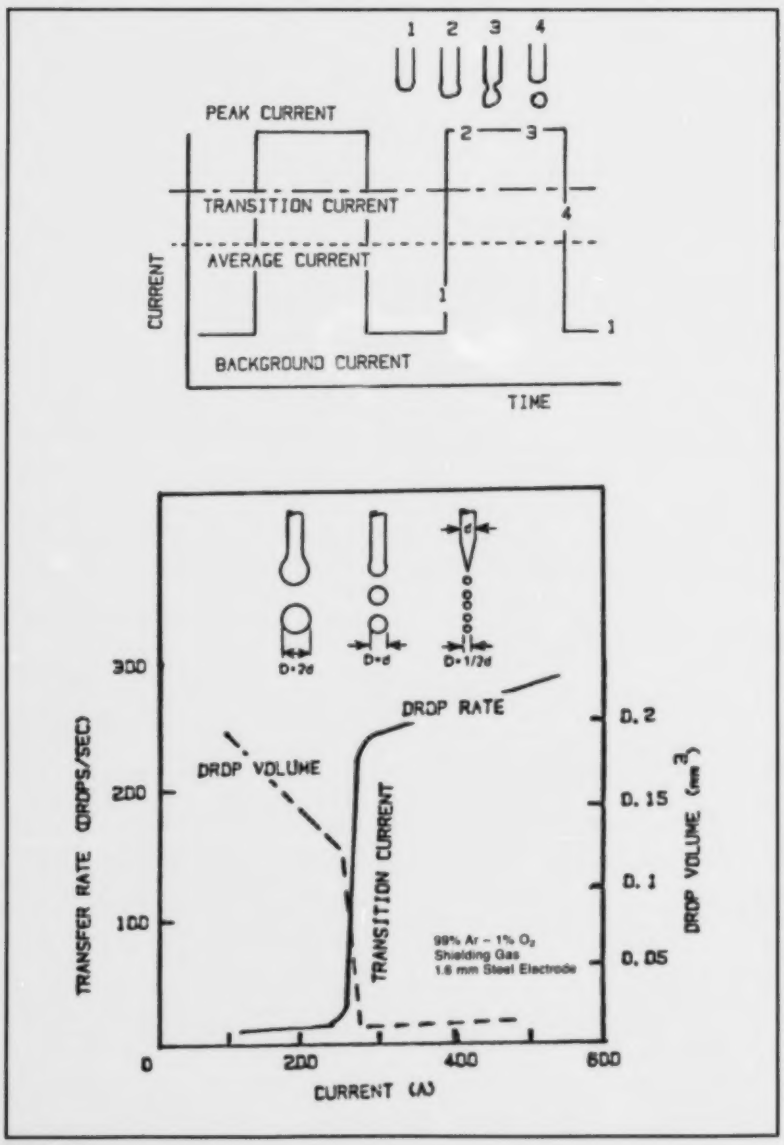


Figure 5
Pulsing GMAW current (top) above the transition current gives spray transfer at low currents normally associated with short circuiting. The lower diagram illustrates the typical transfer characteristics of a 1.6 mm steel electrode under DC current conditions. (Ref. 55)

sociated with a short. Violent arc perturbations which characterize conventional short circuiting transfer are thereby suppressed producing enhanced sidewall and root fusion.

Promising developments in automatic GMA field welding of large diameter pipeline girths are underway. Kawasaki Steel [10] has reported from experimental work that root pass speeds can be increased from 500 mm/min for the stovepipe downhill technique utilizing cellulose stick electrodes to about 1300 mm/min by going to pulsed GMA welding in a one-sided downhill procedure. This improvement in productivity is reportedly achieved by resorting to rare earth bearing wires coupled with an electrode set on negative polarity. CRC Crouse [11] have developed and marketed a similar fully automatic GMA cross-country pipeline girth welding machine. With three internal arcs welding simultaneously the effective root pass speed achieved is about 2290 mm/min which represents a four-fold improvement over conventional stovepipe welding. Such automatic systems produce consistent quality welds while providing considerable manpower advantage over manual stovepipe welding.

Research to improve arc starting has also resulted in systems which initiate an arc prior to contact between the wire and the work through a spark discharge. This provides smoother arc starts with resultant lower spatter and fusion defects at arc ignition sites.

4. Flux Cored Arc Welding (FCAW)

Tubular or FCA welding utilizes a hollow wire containing fluxing ingredients to stabilize the arc, purge the deposit of gas and slag; and produce strength, ductility and toughness in the weld deposits. The process can be used on any semi-automatic or automatic GMA equipment and can be self shielding or may require an independent external CO_2 shielding supply.

The process is characterized by high speed and high deposition rates as indicated in *Figure 6*. It also utilizes higher current ranges than GMA welding to achieve deeper penetrations and is consequently employed in heavier fabrication. The FCA process has generally been used to replace SMA welding where large amounts of weld metal are required to be deposited in a short time. The resulting increase in FCA consumable sales in the USA is reflected in *Figure 2*.

FCAW has been extensively employed in both shop and field fabrication primarily in a semi-automatic mode. The construction, pressure vessel, shipbuilding and pipe fabricating industries have taken advantage of the high metal deposition rates, positional welding characteristics of the process to achieve considerable reduction in welding costs. The process has been found to be particularly suit-

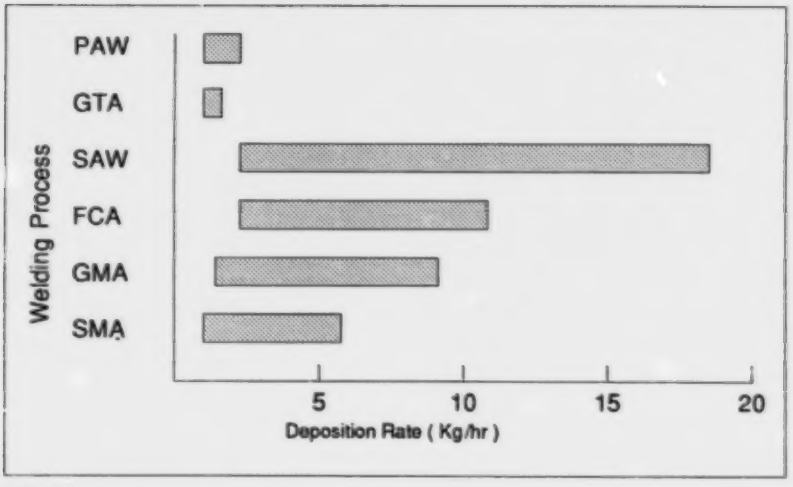


Figure 6
Comparison of deposition rates obtainable for different arc welding processes.

able for applications which involve short limited production welds of various types and sizes, and for making long welds when the production run does not justify special fixturing that would be required for a fully mechanized process. In addition to the semi-automatic useage, several automatic FCA process applications are being aggressively exploited. The FCA process is increasingly being deployed in automatic surfacing applications where flux cores may be custom alloyed for compatibility with the parent metal composition. Also all-metal cores are popular for use in multipass robotic applications where high volume slagless deposits not achievable by submerged arc are essential. Moreover multipass FCA guarantees higher toughness levels due to a beneficial interpass grain refinement not present in submerged arc welding. Thus FCA robotic welding applications are increasing primarily at the expense of the submerged arc process.

Automatic FCA welding applications for severe environments are also being considered. NOVA has investigated the potential applicability of automatic FCA all-position welding of offshore structures and Arctic vessels through adapting the CRC Crouse M-200 mechanized and M-1000 fully automatic systems designed for GMA pipewelding [12]. In NOVA's experimental program various flux formulations were tested but only the rutile cores exhibited satisfactory operating characteristics. Even so, further development work on rutile flux formulation appears necessary in order to achieve toughness properties suitable for extremely severe service conditions in the as-welded condition.

Automatic welding of Arctic pipelines by the FCA process is also under study. One prototype has been developed by the Paton Institute in Russia [14]. In their system, welding is performed uphill on either side of the pipe girth. FCA weld metal is continuously deposited or cast into a melt cavity bounded by a forming shoe and the pipe walls much as in the electroslag process. NOVA, again adapting CRC Crouse equipment, have developed all-position procedures for a multi-head orbital FCA welding setup [15]. However, construction scheduling has not yet permitted the field use of this FCA system for mainline welding by NOVA and its affiliates.

Much of the previously cited progress and projected advances in FCA welding rest on the development of improved consumables. FCA consumable research has produced several innovative advances. Much effort has been expended in developing self-shielded FCA wires capable of meeting code requirements for mechanical properties of deposits in critical offshore and shipbuilding applications, self shielded wires are currently able to meet Charpy impact and CTOD test requirements for offshore platforms and have hence displaced much SMA welding in that area. A major breakthrough will shortly occur with the development of small diameter gas shielded FCA wires for semi-automatic positional welding of high alloys including stainless steel [16]. The latter should greatly benefit air conditioning and sheet metal contractors and may potentially replace short circuiting GMA in a number of applications.

5. Submerged Arc Welding (SAW)

SAW is performed under the cover of a protective flux blanket with the welding arc, electrode tip and molten pool completely submerged or enveloped in the flux. The process is almost fully automatic and once the welding parameters have been set it requires little manual intervention.

This arc welding method is characterized by higher deposition rates than any other as illustrated in *Figure 6*. Deposition rates may be further increased by welding with multiple electrodes, welding with hot or cold wire additions, welding with strip electrodes or welding with metal powder additions. Its exceedingly high deposition rates renders SAW suitable for the fabrication of heavy steel structures. Pressure vessels, reactors, boilers and tanks, etc. are all manufactured by this process.

The projected use of SAW calls for only modest increases in its use over the coming years [13]. This is perhaps attributable to sevseveral limitations inherent in the process. One major drawback is its limitation for positional welding. The granular flux covering cannot be maintained against gravitational forces in any but the flat and hori-

zontal positions. Also as the flux blanket hides the arc and weld pool from view, the welder cannot easily control the process in a semi-automatic mode. Hence most welding is automatic.

Research on SAW has been recently spurred on in response to stringent fume control legislation passed by the governments of many industrialized nations. As the flux covering provides an impenetrable barrier to fumes evolved by the arc action beneath, this process is ideal for preserving a hygienically clean welding environment. Much of the following research has been motivated as a result of this fumeless aspect of SAW.

Research is on-going into flux and wire compositions to produce a wide range of performance characteristics and deposit properties. Consumable manufacturers are developing wire-flux combinations capable of welding duplex stainless clad steels of considerable thickness while preserving both adequate toughness and corrosion resistance [19]. This favourable combination of properties is achieved by alloying to produce the appropriate ferrite contents.

Research by both manufacturers [21] and users [22] continues into narrow gap welding to exploit several benefits. The lower heat input which characterizes narrow gap welding diminishes weld metal dilution, distortion and the heat affected zone width which is a quality assurance benefit. It also suppresses grain growth to enhance mechanical properties. Also the lower volume of weld metal produces economies in terms of the higher travel speeds possible and the reduced consumable consumption.

Multiple electrode SAW by pipeline manufacturers offer significant advantages. Both the welding speeds and thermal efficiencies of the process increase as a function of the number of wires so that 4-wire and 6-wire systems [28] would seem to offer enhanced productivity over the 2-wire tandem setups commonly used.

Another approach employed by pipeline manufacturers to enhance productivity and quality combines gas metal arc with SAW to exploit the best features of each process. GMA-SAW-SAW are being developed to ensure high strength, high toughness weld deposits and improved HAZ properties over conventional tandem SAW systems. In the GMA-SAW experimental system deployed in high-speed spiral seam welding of large diameter pipelines [23] the lead GMA wire provides penetration while the trailing SAW wires provide the joint fill. Hybrid multiple arc systems offer benefits in control of HAZ and weld metal microstructure through modification of thermal cycles (*Figure 7*) while completing the joint in one pass.

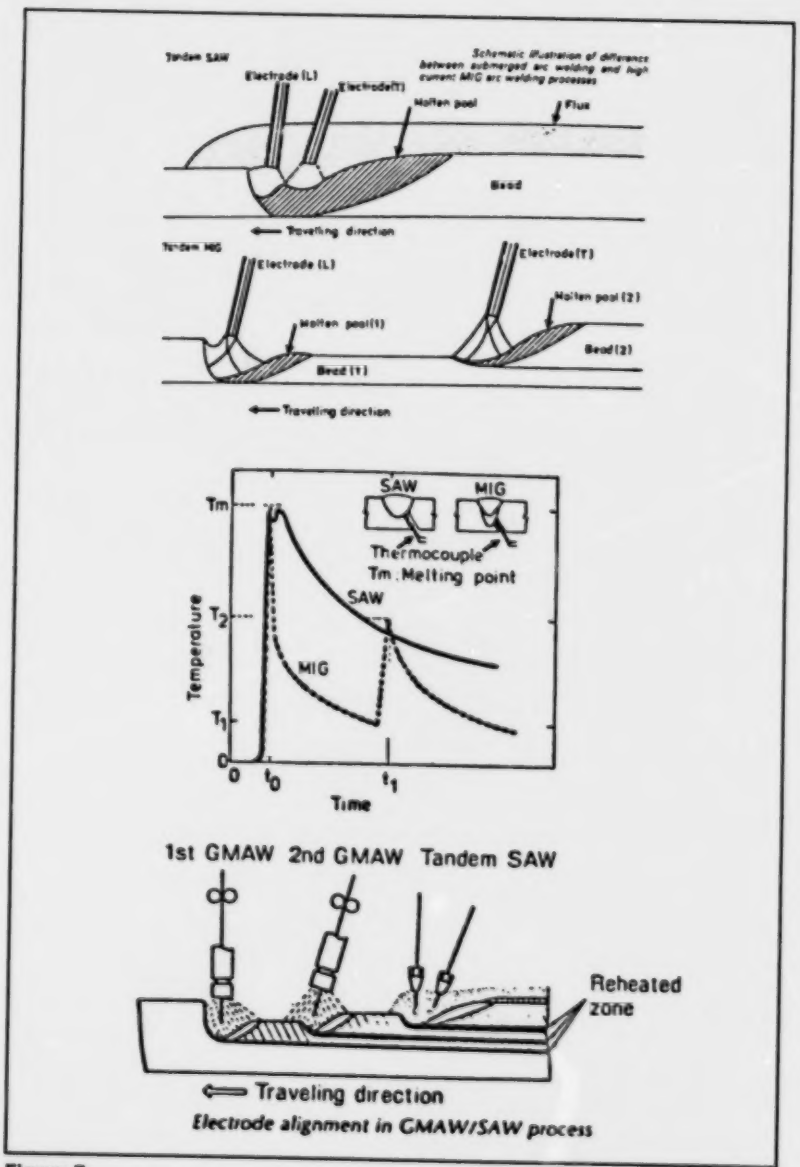


Figure 7
Modified weld thermal cycles achieved with multiple arc welding systems. High deposition requirements are met with hybrid multiple arc systems (lower diagram). (Ref. 23).

6. Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)

GTAW is an arc welding process wherein fusion is achieved by the heat of the arc formed between a non-consumable tungsten electrode and the workpiece. Filler metal may or may not be used and the arc is shielded by an inert gas shroud. The GTA process can be employed to weld aluminum, magnesium, stainless steel, copper alloys, nickel alloys and a wide range of different metal thicknesses in mild steels.

Normally AC current is employed to weld non-ferrous metals which possess tenacious oxide surface layers in order to provide oxide cleaning (electrode positive) as well as maximum joint heat input (electrode negative). DC current is preferred for ferrous metals as these are characterized by an inherently fragile surface oxide which necessitates no cleaning action. Pulsed DC is being integrated into many DC systems to better regulate heat input for enhanced arc stability and penetration control.

The GTA process is widely exploited by industry for several reasons. It is readily adaptable to automation, it is mandatory for much critical quality work and finally it is employed to weld the newer thin specialty metals. The aircraft and aerospace industries rely heavily on GTA welding for joining light gauge aluminum, magnesium and stainless steel. Small diameter tubing and tube sheets encountered in petrochemical refineries and power plants are almost exclusively welded by the GTA process.

Although this process is growing as fast or faster than the total welding market [1] it suffers from several limitations, the most important being its low productivity. The comparatively low productivity or deposition rates achieved by GTA are illustrated in *Figure 6*. Moreover the process is susceptible to periodic arc outages and arc start problems which are generally alleviated through the superposition of a high frequency signal across the arc. This signal continuously ionizes the arc and hence maintains arc stability through the zero current points on AC where the arc otherwise is prone to extinguish. However the ultra high frequencies necessary to effectively stabilize the arc introduce radio frequency interference and demonstrate a tendency to sidetrack the arc power off to nearby grounded conductors. Therefore alternative measures including the utilization of square wave pulsed power to minimize vulnerable zero current point durations and arc outages have been developed.

A novel technique is being developed for eliminating the associated arc start problems [25]. The method features an auxiliary tungsten rod which at start-up abuts against the tungsten electrode and then gradually separates laterally from this contact facilitating an arc formation between the two. At a critical separation distance,

the arc impinging on the auxiliary rod finds a shorter path to its legitimate termination at the baseplate and the true welding arc is struck. Exploitation of this simplistic arc start technology shown in *Figure 8* could potentially render expensive surge voltage injection systems and high frequency arc start procedures obsolete.

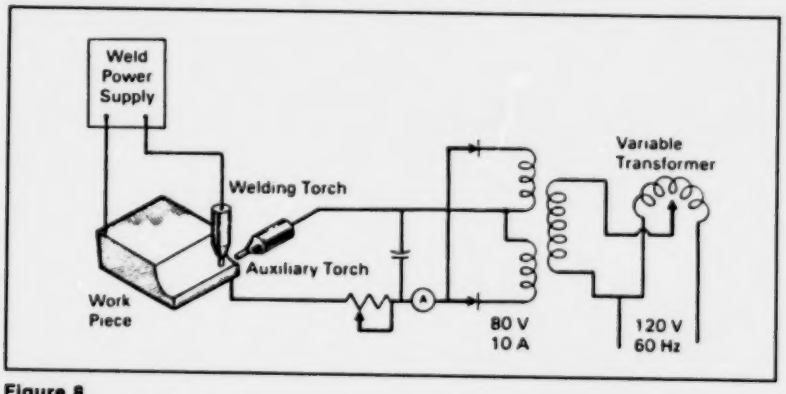


Figure 8
Rectifier-energized single electrode auxiliary arc-starting set-up (Ref. 19, p 36).

Research over the past few years has focussed on fine-tuning the GTA process for welding light gauge piping and tubing found in power plants and petrochemical refineries. These systems are generally only partially automated and require an operator present to fine-tune the setup to accommodate variations in the weld path due principally to fitup irregularities. However completely automatic GTA systems free of operator involvement are being developed, motivated by joint access problems and/or radiation levels to high for safe human exposure. One automatic system for welding stainless steel reactor tubing [29] supports an orbital welding head and features an infrared sensor on the inside surface of the pipe remote from the weld pool. Feedback from the heat sensor gradually reduces the arc current throughout the orbital path in response to temperature buildup in the vicinity of the weld pool. Constant penetration without burnthrough is thereby maintained throughout the orbital path of the welding head.

7. Plasma Arc Welding (PAW)

PAW illustrated in *Figures 9* was derived from the GTA process. The major difference between the two is that PA welding uses a retracted tungsten electrode past which the plasma is forced under pressure through an orifice beyond the end of the electrode. GTA

welding on the other hand allows the shielding gas to flow freely around and past a protruding electrode.

The PAW process possesses several advantages over GTA. Among these are the following (a) greater arc energy concentration (b) improved arc stability (c) lower bead width-to-depth ratios (d) keyhole welding for complete penetration (e) insensitivity to variations in arc length (f) higher welding speeds due to increased deposition rates as shown in *Figure 6*. PAW is gaining ground in the welding of light gauge sections, particularly in the low current range below 100 amperes where its relatively stable arc and close control of heat input provide comparably better quality welding than GTA. PA welding is competing successfully with GTA in the aircraft industries, jet engine industry, piping and tubing and precision instrument fields. It is projected that while GTA welding will grow as fast or faster than the total welding market, PA welding will grow faster than GTA welding as soon as its capabilities are better know [26]. The PAW process has also been combined with the GMAW process as a hybrid plasma-GMA system to derive inherent benefits of each individual process with resultant higher speed operation.

Despite its increased useage, the PA process is not without drawbacks. The plasma equipment is bulkier, more expensive and requires greater maintenance than GTA hardware. A plasma arc is often too narrow and rigid and is intolerant of component inaccuracies and

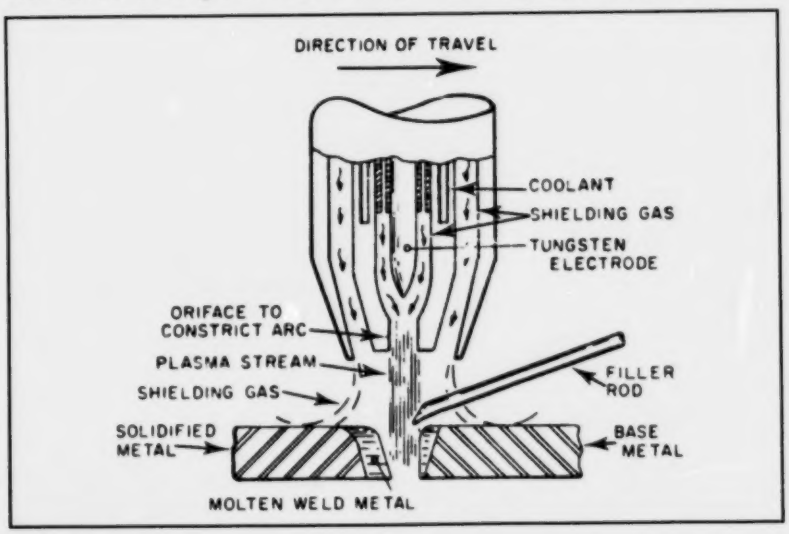


Figure 9
PAW illustrating the keyhole mode (Ref. 2, p 108).

slight run-out thus requiring more accurate (and more expensive) fixturing.

Finally straight "machine" type torches are not readily available for PA welding. Muncaster [27] consequently states that while PA scores on thicker and coated metals, nearly all micro-joining operations can now be more easily and cheaply carried out using a precision pulsed GTA power source.

8. Electron Beam Welding

EB welding as shown in *Figure 10* is essentially a fusion welding process in which the heat of bonding is generated by directing a focussed needle point beam of high velocity electrons onto the joint. Upon striking the plate surface the stream of high speed electrons transforms its kinetic energy into heat which penetrates the workpiece to form a characteristically deep, narrow bead.

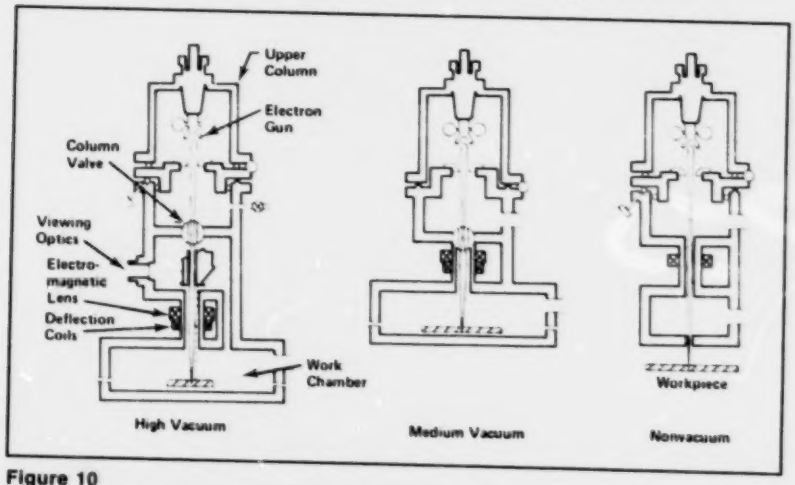


Figure 10
Basic modes of electron beam welding (Ref. 30).

EB welding is generally employed to join materials ranging from thin foil up to 50 mm in thickness. It is particularly adaptable to welding refractory materials such as tungsten, molybdenum, columbium, tantalum and metals which oxidize rapidly such as titanium, zirconium and beryllium. It also enjoys wide application in the joining of dissimilar metals, aluminum, stainlesssteels and ceramics.

The EB process is characterized by several distinct advantages as follows:

1) Welding can be performed rapidly and at low energy inputs.
2) As a result distortion is minimized and the heat affected zone is confined to narrow limits.
3) Penetration is high so that thick section welds can be made in a single pass.
4) Metals whose properties are adversely affected by contaminating gases can be readily welded.

Three modes of operation are common in EB welding based on the degree of ambient pressure. High vacuum welding is done in a chamber evacuated to a pressure of 10^{-3} to 10^{-6} torr. Medium vacuum welding is done in a chamber evacuated to a pressure of 10^{-3} to 25 torr. Nonvacuum welding is done in the open atmosphere.

EB welding is becoming increasingly popular where the cost of equipment can be justified over the production of many parts. As a specialized process it is growing rapidly but its share of the total market will continue to be small. The EB equipment market in the USA totalled 9.3 million dollars in 1965 and is not expected to greatly exceed 50 million dollars through the mid 1980s [35].

The advantages associated with EB welding are most evident in the high vacuum mode where the greatest depth-to-width bead ratios can be produced and exotic metals can be welded without fear of oxidation or contamination. Provision of a high vacuum welding environment on the other hand has its price. The substantial equipment cost, the small work chamber size limited by excessive structural pressure and the need for precise fitup due to a narrow beam configuration all offset to a degree the benefits associated with the high vacuum mode of operation.

It is the relatively recent non-vacuum mode of operation which appears to offer the maximum potential for future exploitation by industry as it dispenses with the time consuming and costly requirement to evacuate the weld zone of all atmosphere. The economics of non-vacuum EB welding favour the automotive industry. For example an atmospheric environment has been retained in joining the component parts of a die cast aluminum manifold for a 6-cylinder engine [36]. The total length of the joint was 190 cm and welding was accomplished in 22 seconds exclusive of handling time. Welding speeds ranged from 375 cm/min in tightly radiused corners to 1125 cm/min in straight sections of the manifold. This process variation has also been employed to weld various assemblies for automotive transmissions (eg annular gear assemblies at rates of up to 600 per hour [37].

Vacuum EB welding has been proposed as a potentially attractive alternative for welding pipelines [44] primarily because of its characteristically high welding speed of one to several m/min. and great penetration achieved in a single pass. The J-curve laying of large diameter deep sea pipeline is an especially promising application for vacuum EB welding [43]. When joining 1 meter pipe of 50 mm wall thickness each girth weld must be completed in less than five minutes to maintain a commercially viable pace of laying and this is just not possible using conventional processes.

High vacuum EB welding will undoubtedly be exploited in welding heavy plates 100-200 mm thick over the coming years. Large pressure vessel, penstock and heavy machinery component fabrications are areas where such thick plate EB welding can be utilized.

The EB process features the following advantages over competing narrow gap arc welding processes:

1) No filler metal is used so dilution problems do not exist.
2) Even heavy sections 100-150 mm thick can be welded in a single pass.
3) As the heat input per unit thickness of plate is lower than that of the competing continuous wire feed arc welding processes, residual stress and grain growth problems are less severe.

However a magnetic beam deflection may arise when welding heavy members 100-200 mm thick. Residual magnetic fields existing in the thick plate may exert sufficient force on the electron beam through its associated magnetic field to induce beam deflection away from the joint root. The Japanese [38] have developed a magnetic screening pipe which is situated between the electron gun and the steel to shield the electron beam from the existing residual magnetic fields in order to prevent incident beam deflection and resulting lack-of-fusion faults. Consequently Japan has successfully manufactured the first thick walled pressure vessels by EB welding [39]. Future quality refinements to this process application would focus on ensuring defect-free seams and sufficient joint integrity to consistently meet mechanicals as required by pressure vessel codes.

Although welding of small components possessing limited heat sinks is most advantageously performed by laser welding, the EB process is nevertheless employed for micro-joining by the electronics industry and for the welding of light gauge tubing in electrical power [40]. In welding minute electronic components or small tubes up to 3 mm wall thickness, accurate control of heat input is essential to prevent distortion or degradation of the microstructure of the metal. A standard low cost, low voltage EB system [41] may be retrofitted with precision parameter controls but consistent production of small components may still be marginal due to excessive heat build-up dur-

ing the weld cycle. Pulsed EB welding [42] has also been researched in the welding of small components. Pulse parameters are preset to achieve precise heat input and close control of bead penetration essential to these applications.

9. Laser Welding

The word "laser" means "light amplification by stimulated emission of radiation". In laser welding (*Figure 11*), fusion is achieved by directing a highly concentrated beam of light which can exceed one billion watts per square centimeter. This light beam has an even higher concentration of energy than the electron beam. The laser can be used to join dissimilar metals and other difficult-to-weld metals such as copper, nickel, tungsten, aluminum and stainless steel. The process is largely applied in the electronics and aerospace fields for welding thin materials as the penetrating power of the laser has been quite limited until very recently.

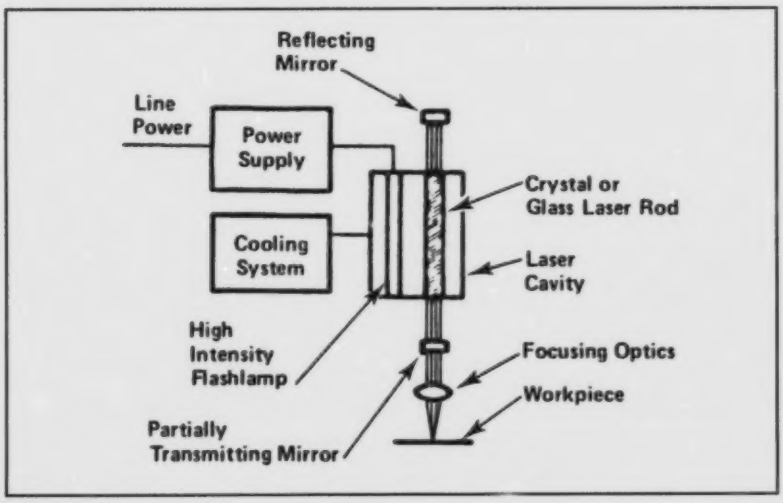


Figure 11
Elements of a solid state laser welding system. (Ref. 30).

Recent research has aimed at overcoming a problem inherent in deep penetration CO_2 laser welding of thick steel sections. Such welding is necessarily performed in a keyhole mode where local vaporization of metal at the surface of the workpiece is produced by the high-energy user beam. As the vaporization process progresses a cavity or keyhole surrounded by molten metal is formed and moves along the joint with the progressively advancing laser beam.

In a keyhole mode, the highly collimated heat source evaporates some base plate material to be welded. Vaporized materials together with gases used to shield the weld pool are heated up to a high temperature ionized state termed plasma by the laser beam radiation. This laser-induced plasma forms not only in the keyhole but also above the workpiece. For a given material to be welded the quantity of plasma is dependent upon the kind of shielding gas as well as laser beam parameters such as output power, focussed spot size and welding speed. The plasma formed above the workpiece tends to largely absorb the laser beam entering the workpiece and reradiate it in all directions, thereby reducing the penetrating power of the beam. That is why the penetration depth achieved in laser welding is much smaller than in vacuum electron beam welding, particularly at low welding speed.

S. Kosage [30] addressed the problem of laser plasma formation in his recent work. He determined that reduced ambient pressures produced increased penetrations and markedly reduced porosity in continuous 5 kW CO_2 lasers welding of 304 stainless steel. Y. Arata [31] similarly found that high vacuum CO_2 laser welding can almost completely suppress laser plasma to permit deep penetration at slow welding speeds. Under these conditions, the shape and behaviour of the beam hole during welding are very similar to electron beam welding.

The following alternative techniques have been developed to suppress laser plasma formation while avoiding the vacuum requirement and may hence be of greater interest to industry.

1) An extracting process which evacuates plasma using a nozzle connected to a pump.
2) A laser beam pulsation process using a high frequency so that the duration of each pulse is shorter than the time necessary to generate the plasma.
3) "Laser Spike Seam Welding" in which the laser beam stops relative to the workpiece for a short period of time in order to drill more deeply. Just before the laser plasma builds up to high levels, the laser beam is quickly shifted forward to keep it away from the concentrated plasma. Thus LSSW can penetrate more deeply than conventional laser welding at the same power and welding speed.

The development as described above of 10 - 20 kW continuous wave CO_2 lasers into high power systems with capabilities up to 25 mm penetration in steels open up many areas for exploitation.

One of the most significant current applications being developed is the longitudinal and girth welding of line pipe [32]. For such applications it is particularly important to use low carbon steel com-

positions within the various pipe grades in order to avoid martensite formation and a consequent need for postweld heat treatment. The open air nature of the CO_2 laser process should give it a great advantage over electron beam welding in pipeline applications. On the other hand the problems of manipulating beams over very long distances by long optical benches should not be minimized in view of the high degree of beam-joint alignment required by the deep welding process.

Interesting developmental work has been undertaken to explore the benefits of combining laser beams with conventional arcs to achieve enhanced penetration or higher welding speeds. S. Nagata [33] combined a 5 kW CO_2 laser with a GTA and then in separate experiments a GMA arc to weld steel plates so thick that the laser, GTA or GMA alone were not capable of joining them. Employing a beam and arc which converged at the work surface, M. Eboo [34] found that a GTA arc can be successfully rooted to the hot spot created by a laser beam striking the metal surface. In his work, GTA currents of up to 130 amperes were rooted to the same small area which was struck by a 2 kW CO_2 laser beam. The result was that bead-on-plate welds in thin plate were made at four times the laser-alone speed.

A demonstration system built by Westinghouse gives an interesting vision for the factory-of-the future using laser technology (*Figure 12*). In this system a central power source supplies the welding energy for several work stations and the energy beams are delivered to the workstations by a conduit system using reflecting mirrors.

10. Diffusion Welding

Diffusion welding is a joining process wherein the principal mechanism for joint formation is solid-state diffusion. Coalescence of the faying surfaces is accomplished through the application of pressure at elevated temperature. No melting and only limited macroscopic deformation or relative motion of the parts occur during welding. A solid filler metal may or may not be used between the faying surfaces.

Several kinds of metal combinations can be joined by diffusion welding:

1) Similar metals may be joined directly to form a solid state bond. In this situation required pressures, temperatures and times are dependent only upon the characteristics of the metals to be joined and their surface preparation.

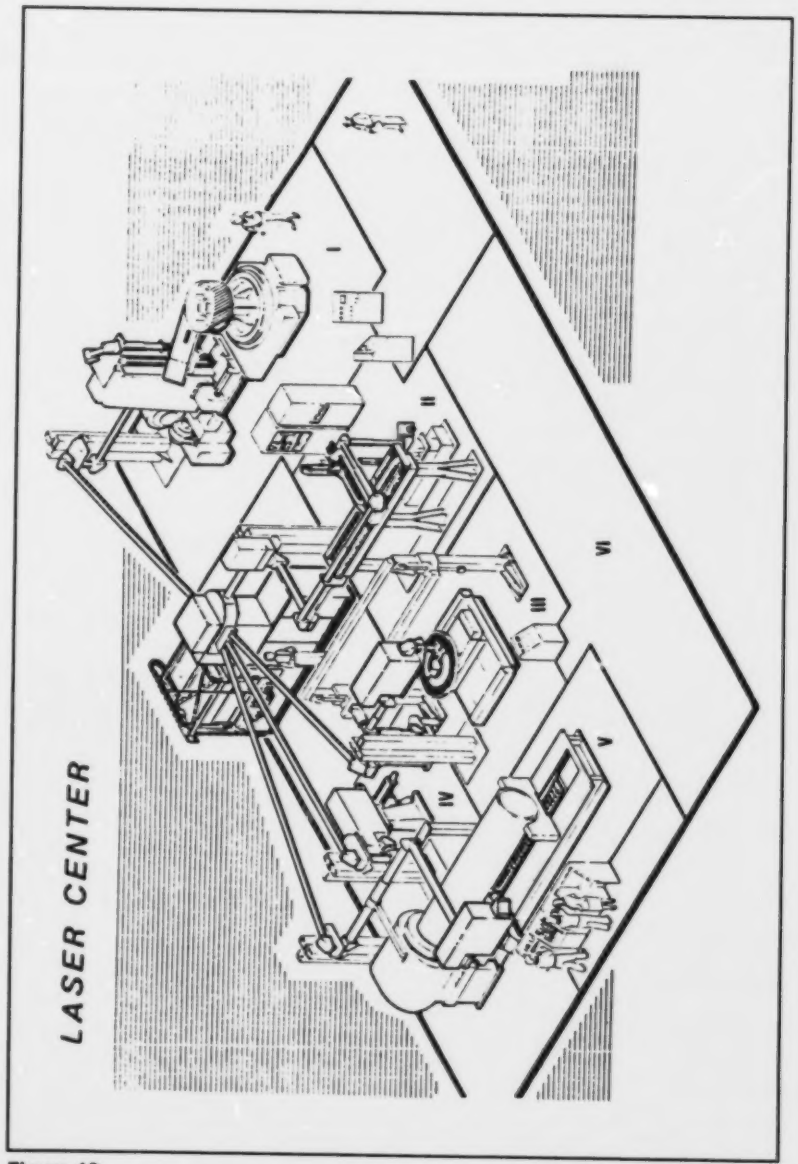


Figure 12
Schematic configuration of a laser centre which can provide thermal energy to various work stations for welding, heat treating, surface cladding, cutting and other processing technologies. (Ref. 51).

2) Similar metals can be joined with a thin layer of different metal between them. In this case the layer may promote more rapid diffusion or permit increased microdeformation at the joint to provide a more complete contact between the surfaces.

3) Two dissimilar metals may be joined directly where diffusion-controlled phenomena occur to form a bond. A third metal may be inserted between the faying surfaces to enhance weld formation either by accelerating diffusion or permitting more complete initial contact.

Diffusion bonding is primarily used for the joining of dissimilar metals. Frequently the metals to be joined cannot be fusion welded or brazed because of metallurgical incompatibility or because some metals require a post-joining heat treatment that rules out brazing or fusion welding. In such cases an alternative process which can be used is diffusion welding. Diffusion welding enjoys wide application in the aerospace and nuclear industries where hard-toweld alloys of titanium, aluminum and stainless steel, etc. are typically diffusion bonded in dissimilar material combinations and different section thicknesses.

Diffusion welding is expected to grow quite rapidly due to its freedom from the potentially troublesome heat affected zone which characterizes all arc welding processes. However such a highly specialized process is not projected to capture more than a modest fraction of the total welding market [49].

Few variations from the basic diffusion bonding process as outlined above are reported in the literature. However one interesting variant of the conventional process which utilizes a vacuum or gaseous atmosphere is diffusion welding in a bath of molten salts. Niesmikh [45] employed this technique to plate the steel wear surfaces of hydraulic cylinder blocks with bronze. The salt bath is held at a temperature slightly above the solidus line for bronze to facilitate intimate cohesive bonding with the steel. Although the bonding strength of the coating was not as great as could have been obtained through vacuum diffusion bonding, the former method nevertheless possesses several advantages. Heating in molten salts is many times faster than heating in a furnace containing a gaseous atmosphere or a vacuum and this makes for high industrial output. In addition, components are very precisely and uniformly heated ($\pm 5°C$) in a salt bath so that welding can be combined with the heat treatment of the steel.

Much recent research on diffusion bonding of dissimilar metals has concentrated on various means of optimizing the mechanical properties achieved in the bond. For example, Dini [46] chose to electroplate silver on all joint surfaces to assist in subsequent bonding. He then diffusion bonded his experimental test plates of surfaced

stainless steel, beryllium and uranium in various combinations governed by a two-level factorialized experimental design. Input variables were tested at the following values:

a)	Time	1 and 4 hours
b)	Temp	300 and 600°C
c)	Load Pressure	10,000 and 30,000 psi

Time of bonding proved to be an insignificant factor which suggests that reduced bonding periods would still achieve maximum joint strength while presenting the increased productivity as an attractive feature to industry. The output variable was joint strength and it exceeded the yield strength of the parent metals in most cases. Karatozos [47] resorted to preheat to enhance joint tensile properties in diffusion bonding aluminum to a corundum ceramic. The assembly was preheated to 650°C for 30 minutes prior to applying load pressure to the faying members. The bond strength with preheat increased by 50-100 percent.

Beyond the two cases just cited a wide range of additional techniques are being explored to enhance the bond strength attainable by numerous dissimilar or identical joint members often involving anomalous joint geometries or aggressive environments. Also research is being undertaken to elucidate the bonding mechanisms which often involve complex metallurgical and chemical reactions. The overall trend will likely be towards seeking more unifying theories to tie together by descriptive relationships the large volumes of experimental data already available in this field.

11. Other Process Innovations

Without question, the most dynamic area of development in the "low-tech" category of welding processes (GMAW, GTAW, etc.) is in the area of automation and process control using microcomputers. The advantages to be achieved are higher productivity and better quality control. Robotic welding systems are becoming increasingly sophisticated with the most significant progress being made in the areas of seam-tracking and part (or joint) recognition using infra-red, fibre optic or camera based vision systems. In a similar vein, penetration control of GMAW and GTAW applications is being developed using fibre optic feedback which monitors radiant emissions from either the underside of a weld joint or from topside observations of the weld pool size. Much of the penetration control and seam tracking developments are fuelled by highly specialized needs in power station manufacture and maintenance as well as applications related to automotive parts production.

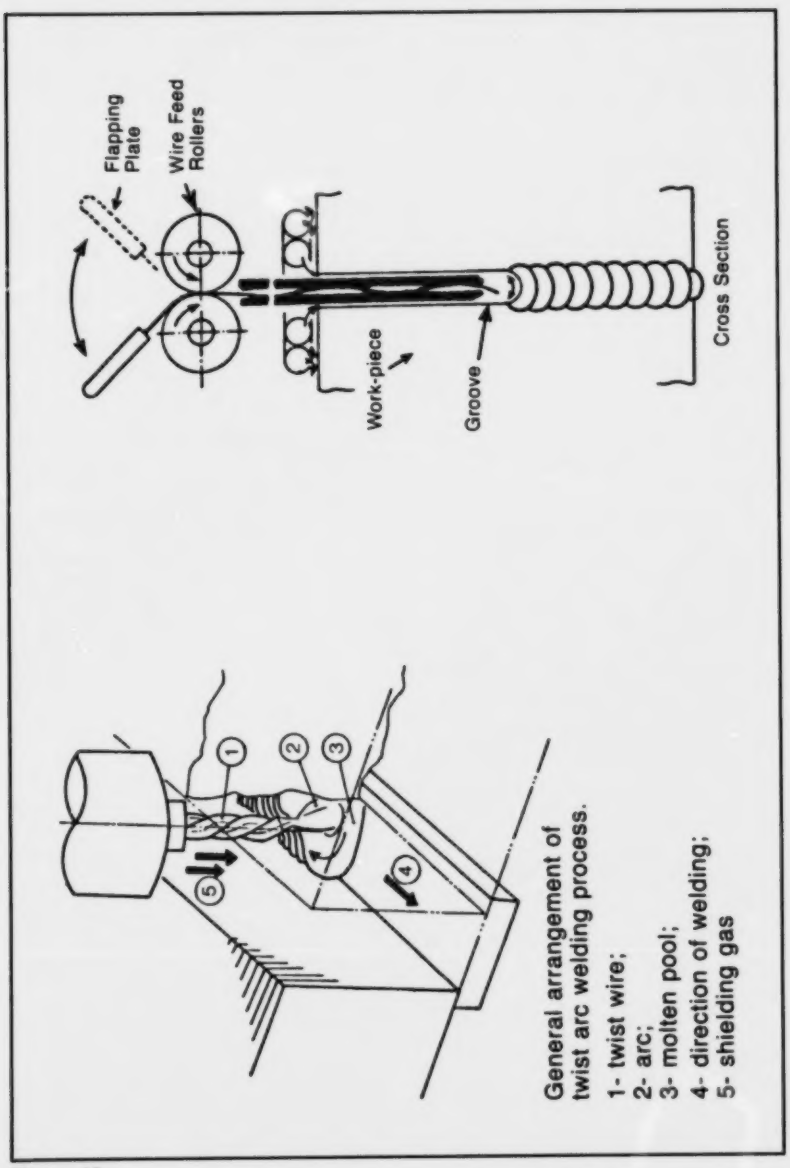


Figure 13
Variations in narrow gap GMA to improve sidewall fusion. (Ref. 52).

(Continued on next page)

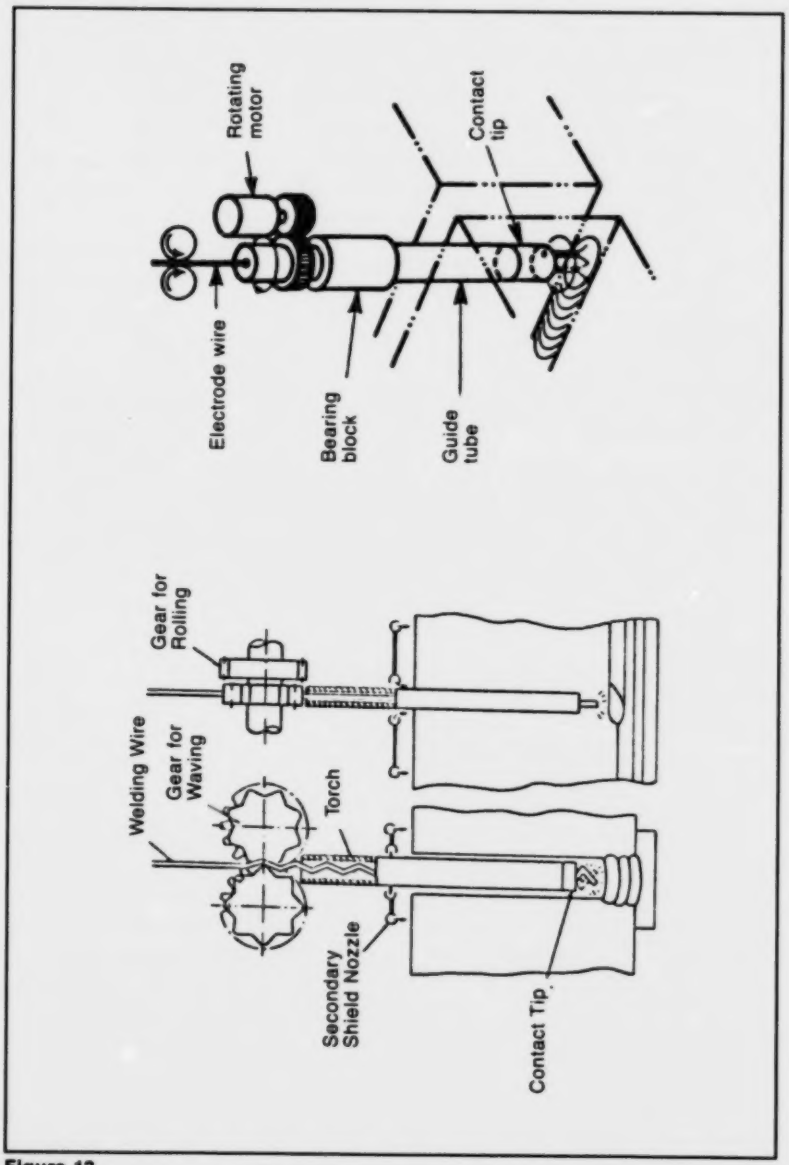


Figure 13
Variations in narrow gap GMA to improve sidewall fusion. (Ref. 52).
(Continued from precedent page)

Within the realm of narrow gap welding, several innovative GMA approaches have been developed. These include the use of such variations (*Figure 13*) as:

i) twist wire electrodes
ii) controlling the wire cast
iii) waved wire electrode and,
iv) rotary contact tips

to achieve uniform sidewall penetration in narrow grooves.

Innovative applications of explosive welding extends to fabrication of large diameter pipelines and tube to tube sheet joints for heat exchangers. The advantages of this process are:

i) very short weld times
ii) dissimilar metals can be joined
iii) in tube sheet operations, several joints can be done simultaneously.

Radial friction welding is another unique modification of a well established process. In a pipe joining operation, a ring is rotated around stationary tubular ends butted together. Ring rotation followed by radial compression produces the thermo-mechanical conditions for completing the joint. The process is fast (15 sec for 110 mm pipe) all positional, and can also be used to attach external collars and internal ring inserts.

MIAB or magnetically impelled arc butt welding is a unique approach to join closed hollow section components. In this process, an arc is established between adjacent ends of the weldments (*Figure 14*). The arc is then impelled around the weld line by an induced magnetic field. Once sufficiently heated, the parts are forged together to give a solid phase weld. A variant of the process can use an auxiliary continuous electrode where the arc is struck between the electrode and the joint line of the butted components. The process can be considered for use where resistance butt, flash or friction welding are presently employed. Some of the stated advantages are:

- little resistive heating in the components
- shorter weld times (10-20%) than flash or friction
- no severe working at the interface
- little spatter
- lower power requirements (5 - 20%)
- various shapes can be accommodated, is not restricted to circular cross section.

The main limitation of the process is that it can only be used for relatively thin sections because of the finite arc width. It is however, being successfully implemented in an axle assembly producing tube/flange joints at the rate of 1000/day.

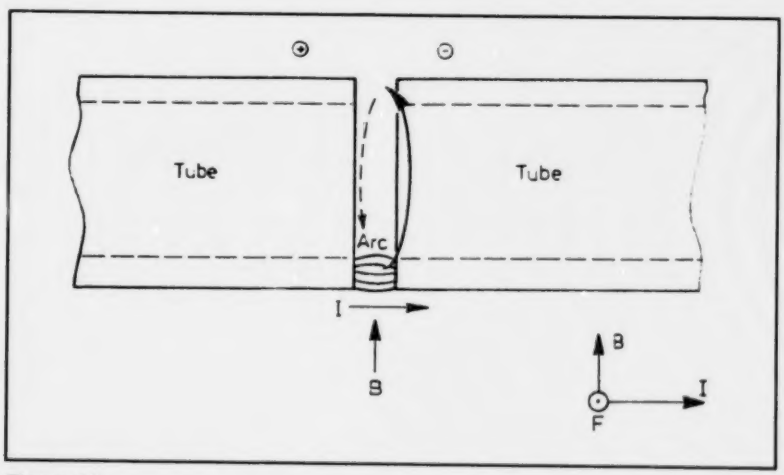


Figure 14
MIAB welding principle. (Ref. 44).

Weldbonding [36] which combines spot welding and adhesive bonding has demonstrated advantages over the use of either of these techniques used independently. For example, spot welds act as stress risers and have poor fatigue properties whereas bonded joints have good fatigue resistance but are often costly to assemble and fixture. Weld bonding has the advantage of

i) improved fatigue properties
ii) reduced costs over bonding alone as spot welds keep the parts in place during curing
iii) joints are sealed and kept leak tight

Applications of weldbonding are largely in the aircraft and automotive industries.

This presentation has given a superficial view into current areas of welding process evolution. Clearly, many other interesting applications and innovations are developing in areas not addressed in this discussion. Micro-joining, for example, as required in the electronics industry, comprises an extensive technological area which uses ultrasonics, laser, diffusion and many other process variations to meet the unique manufacturing requirements.

12. Automation in Welding

Some forty years ago several cost factors impacted on the welding industry (and other metal processing industries) to spawn a movement away from labour intensive towards capital intensive production. Since then, at an ever accelerating rate, the scarcity of skilled welders coupled with ever higher labour rates and a need to maximize shop productivity to remain competitive has forced the welding industry to increasingly mechanize its operations.

The first stage in mechanization, still on-going, necessitated replacing the strictly manual shielded metal arc process with the higher speed semi-automatic continuous wire feed processes such as GMA to improve productivity.

A second stage in the mechanization of welding processes, automatic welding, largely evolved in response to industry's need to further increase productivity while building in quality assurance to comply with more stringent weld fault clauses imposed by governing codes. These automatic systems were integrated into welding production wherever the economies achieved justified the capital investment. The chief benefits accruing from conversion to completely automated setups include the following:

a) Limits the operator involvement to setup and overall monitoring.

b) Permits exceedingly high welding speeds and therefore greatly enhanced productivity.

c) Ensures that welds meet acceptable quality requirements through automatically sequenced parameter levels programmed into the weld runs and also control loop feedback systems with feedforward corrective action.

d) Facilitates the use of micro-processors for complex processing of closed loop data to achieve adaptive control of welding operation. Micro-processors also interlink the welding system with other plant production systems via computer interface to provide management with up-to-date integrated information for tuning plant performance.

Processes which have proven amenable to automation include GMA, FCA, SAW, GTA, PAW, EB and Laser welding as generally indicated within the various sections of this report.

The two objectives of adaptive closed loop control in an automatic welding setup are:

1) Seam tracking to keep the welding head locked into a path which faithfully follows the joint line to accommodate variations in fit-up.

2) Weld shape control to ensure repeatable bead geometries for predictable penetrations and pool widths.

Implementation of the above objectives to achieve adaptive control in automatic welding further accelerates the movement towards increased automation as for example:

1) more demanding joint contours may be addressed,
2) higher welding speeds may be attained for enhanced productivity,
3) defects are suppressed for improved quality assurance

Various sensing mechanisms are typically employed to generate error signals in response to unacceptable deviations from specified bead dimensions or excessive arc wander from the joint line. Corrective action is automatically instituted by sensor signals to maintain the controlled bead shape or welding bead alignment over the joint within tolerable limits.

Sensors are designed on either of two principles to meet the above objectives. They either position the welding head in relation to the workpiece (seam tracking) or they continuously adjust welding parameters to maintain a preset bead geometry (weld shape control). Six major types of sensors are identified below:

1) Optical sensors - These are designed to pick up some optical data remote from the welding arc. A solid state camera and optical laser combination may be employed. Low cost fibre optic cable systems permit locating the laser/camera remote from the hazards of the welding arc. This system is an example of "preview sensing" as it generates information about the joint before it is welded. Seam tracking and bead width control are potential applications.
2) Electromagnetic sensors - The change in flux level linking coils of an electromagnetic probe is triggered by its proximity to a large mass of metal. This system also operates in advance of the arc. Seam tracking applications are possible.
3) Arc sensors - These may necessitate deflecting the arc briefly from side to side resulting in momentary changes in welding current and arc voltage. These parameter changes provide the control system with sufficient information for seam tracking.
4) Pneumatic sensors - These typically operate off the shielding gas supply. Reflected or back pressure variations are used to achieve seam tracking capability.
5) Tactile sensors - The welding setup may be sufficiently simple to permit use of physical contact systems for preview sensing before welding takes place. For example, a roll tipped probe contacting

the joint ahead of the arc and directly connected to a potentiometer will monitor distance between welding head and workpiece for seam tracking.

6) Infra red sensors - These are placed on the underside of a weld for detection of heat radiated through to the backwall of the joint. The sensor, in response to heat radiated off the backwall, generates a signal which adjusts the welding current to maintain heat detected on the underside of the joint at some preset level. Bead penetration control is thereby achieved.

The strengths and weaknesses of different sensor types, though not discussed here, dictate that they be selected with discrimination for optimum performance in each application. Sensors can be deployed singly or in combination to achieve a variety of seam tracking capabilities as well as weld shape controls.

The third and final stage in industry's drive to increasingly mechanize its welding production would see conversion to robotic welding. Production factors conducive to the robotization of welding operations would include fabricated assemblies where conventional mechanical fixturing would be prohibitively awkward and hence potentially more expensive than a robot with its articulated positioning arm able to transport the welding torch to highly inaccessible joints without reliance upon encumbering jigs. Frequent changes in fixturing to accommodate short production runs could also be sufficiently expensive to render robotization an economically attractive alternative to conventional automatic welding. However each case for a potential robot installation must be decided on its own merits balancing off the substantial capital investment required against the highly flexible performance achievable.

Once the decision to robotize a welding assembly line has been made, the robot must be selected with care. Workpiece configurations and joint access compatible with the capabilities of the robot under consideration would be essential. In addition other plant systems in the manufacturing chain must necessarily possess sufficient high volume capacity to keep up with the welding robot selected. Where the decision to invest in a robot has been made and these conditions are met, the purchase of a particular candidate robot may be viable.

Robotic welding is characterized by a completely automatic performance as in the previous stage, but in addition robotic systems exhibit marked flexibility through virtue of their manipulators. These articulated arms hold a welding torch which they translate from point to point at high speed with great positional accuracy. The ability to command rapid precise manipulator movements necessitates a sophisticated control system.

A robot's control system is composed of several components. Microprocessors are the foundation of the computer control system governing manipulator movements. Compatible software routines may be purchased off the shelf to augment the standard interfacing (input/output) capabilities of the robot via its microprocessor functions. For instance software may be acquired to interface various sensors with the robot's microprocessor. These sensors generate error signals which initiate corrective action enabling the system to adapt to variations in fit-up while rapidly depositing consistent welds. High speed, repeatable execution of welds with adaptive control is a fundamental attribute of advanced robotic welding systems and is facilitated through the deployment of a control system composed of microprocessors, software and sensing mechanisms.

The flexibility and benefits deriving from automatic and robotic welding are best illustrated through the following applications.

Belloni et al [53] relates the current status of his ROBOWELD program. ROBOWELD is a computer controlled four welding head system designed for multipass welding of large diameter heavy wall pipe in carbon steel or duplex steel. The system features a cluster of computers for control purposes. A state-of-the-art bidimensional AVC/seam tracking capability is built into the control system. Both the cross seam (seam tracking) and torch to workpiece (AVC) corrections are applied by a continuous arc voltage sampling whose difference from a preset reference value is fed back to the robotic controller which generates a compensating torch movement to maintain constant torch alignment and elevation over the joint path. AVC/seam tracking tolerances are held to within ± 2 percent in this system.

In another application, R. W. Richardson [54] describes a vision-based robotic GTA system for welding aerospace components. The system incorporates a five-axis arc welding robot with provision for an external sensor. The weld viewing optics are integral to the weld torch and placed such that the optical axis is aligned (co-axial) with the electrode. This produces a unique view of the weld area from inside the gas cup. The image is computer processed and the results used for seam tracking and cold wire feed control. Also the weld pool width is monitored and controlled via the current. This system is currently undergoing evaluation and refinement at the NASA laboratory in Huntsville, Alabama.

Many similar automatic and robotic welding systems are either under development or fully operational. Some measure of the available range of potential applications for fully automated welding systems may be gathered from the referenced literature within this report.

13. Summary

The traditional arc welding methods reviewed in this paper have collectively constituted the major tool for joining of metals by industry over the past fifty years. These arc processes will always maintain a legitimate place in industrial welding fabrication despite the recent incursions of modern welding techniques which do not rely upon an arc to fuse joint members.

The relative popularity of various arc welding methods has shifted over the decades. The most notable trend in recent years has been a movement away from the manual shielded metal arc towards semi-automatic, automatic and even robotic continuous wire feed processes. Gas metal arc, flux cored arc and submergedarc have been increasingly exploited as industry strives for greater productivity on the shop floor.

Emerging industrial requirements for the micro-joining of small components only a few mm thick to the high speed welding of large machinery and pressure vessel components 100 - 200 mm in thickness will be increasingly met by the high energy beam processes which are non-arc in nature. These processes, laser and electron beam welding, will become increasingly competitive over the years to come, particularly in applications which don't necessitate a vacuum environment.

The increasing demand for specialized metals which exhibit unusual properties or combinations of properties ranging over a high strength/weight ratio, a high creep resistance or an ability to withstand aggressive corrosive environments is being met by innovative alloys developed, primarily for the aerospace and nuclear industries. These alloys are often exceedingly hard to weld by traditional arc or high energy beam processes where melting is the mechanism employed to achieve joint fusion. The melting action itself may precipitate solidification cracking or degradation of the highly specialized metal properties and so rule out the use of any fusion process. An attractive alternative in such cases is the solid state or diffusion bonding technique. Ideally suited to welding exotic alloys and dissimilar metal combinations even where the members to be joined are of radically different thicknesses, this method avoids metallurgical and heat flow problems which restrict the use of traditional arc and energy beam processes.

Although many metal components are being displaced by lighter weight plastics or composite materials, the unique properties of metals for many applications ensures their continuing use and thus

also the future need for welding processes. Overall, the main future emphasis in welding technology will be the development and/or evolution of processes which produce high quality joints reliably, consistently and faster with reduced requirements for manual intervention.

References

1. J. W. Giachino et al, *Welding Technology*, 2nd edition, Chicago, American Technical Society, 1973.
2. H. B. Cary, *Modern Welding Technology, Eaglewood Cliffs*, New Jersey; Prentice-Hall, 1979.
3. *Welding Terms and Definitions*, A3.0 - 80, Miami, Florida; American Welding Society, 1980.
4. J. Koirula, "Non Iron Powder Ni Bearing Electrodes for Low Temperature Environments: , in *Welding in Energy-Related Projects*, Oxford, Pergamon Press, 1984.
5. *Cabot High Technology Materials Division Technical Brochure.*
6. *A. Ditschun, "Development of Frequency Modulated Pulsed Arc Welding for HY80 and HY100 Steels, Oakville, Ontario*
7. *K. W. Brown, UK Patent 1332 059 (Stepped Arc Welding).*
8. *"Technology Forecast 86 Welding and Joining" in Metal Progress*, January 1986.
9. "Review of New Designs of Power Sources for Arc Welding Processes", in *Welding in the World*, 3/4, 1982.
10. T. Fujimoto et al, "A New High Speed Circumferential Root Pass Welding for Pipeline Construction" in *Welding in Energy-Related Projects*, Oxford Pergamon Press, 1984.
11. R. L. Jones, "Automatic Welding of Pipelines", *Pipeline and Energy Plant Pipeing: Design and Technology* (held in Calgary), Oxford, Pergamon Press, 1980.
12. D. V. Dorling et al, "All-Position Mechanized and Automatic FCAW Systems for the Fabrication of Offshore Structures and Arctic Vessels" in *Welding for Challenging Environments* (held in Toronto), Oxford Pergamon Press, 1986.
13. C. Shira, "Converter Power Supplier - Move Options for Arc Welding", *Welding Design and Fabrication*, June 1985.
14. I. K. Pokhodnya et al, *Resource Saving Technology of Automatic Welding of Main Pipelines with Flux-Cored Wire and at Forced Weld Formation*, IIW Doc. XII-810-83.
15. R. M. Huntley et al, "Pipeline Girth Welding Using the Flux-Cored Arc Welding Process", *Welding in Energy Related Projects*, (held in Toronto, Oxford, Pergamon Press, 1980.
16. "The Cored Wire Story", *Welding Design and Fabrication*, February 1986, p 52.
17. *Welding Fundamental Principles and Practices*, Toronto, Canadian Welding Development Institute, 1974.
18. Ref. 2, p 19.
19. "Technology Forecast '85: Welding and Joining", *Metal Progres*, January 1985, p 68.
20. F. Hamad et al, "High-Fracture Toughness Submerged-Arc Welds for Arctic Line Pipe", *Welding for Challenging Environments*, Toronto, Pergamon, 1985.
21. "Technology Forecast 86: Welding and Joining", *Metal Progress*, January 1986, p 13.
22. R. S. Chandel et al, "Some Factors Affecting the Mechanical Properties of Submerged Arc Narrow Gap Welds: , *Welding for Challenging Environments*, Toronto, Pergamon, 1985.
23. T. Saito et al, "A New High Current Density GMAW/SAW Process for Arctic-Grade Linepipe", *Welding Journal*, August 1980, p 36.
24. G. Kennedy, *Welding Technology*, Indianapolis, Howard W. Sams, 1974.
25. T. B. Correy et al, "Radio Frequency-Free Arc Starting in Gas Tungsten Arc Welding", *Welding Journal*, Feb. 1986, p 33.
26. Ref. 2, p 19.

27. P. W. Muncaster, "Developments in Low Current DC TIG Precision Welding", *First International Conference on Advanced Welding Systems*, (held in London, 1985), Cambridge, The Welding Institute, 1985, p 39-1.
28. J. B. van Berlekom et al, "Using the Four-Wire Electrode Submerged-Arc Welding Process for the Production of Longitudinally Welded Pipes", *Second International Conference on Pipewelding*, Cambridge, The Welding Institute, 1979, p 99.
29. T. R. Davies et al, "The Adaptive Control of the Welding Process", *Welding Processes and Workshop Automation*, (Public Session of Annual Assembly), Czechoslovakia, Internation Institute of Welding, 1979, p 136.
30. S. Kosuge et al, *Laser Welding in a Vacuum*, IIW Doc. IV-417-86.
31. Y. Arata et al, *Fundamental Phenomena During Vacuum Laser Welding*, IIW Doc. IV-396-85.
32. J. D. Russel, "The Potential Use of Non-Arc Welding Processes in Energy Related Fabrications", *Welding in Energy-Related Projects*, Oxford, Pergamon Press, 1984. p 149.
33. S. Nagata et al, *Laser Welding Combined with TIG or MIG*, IIW Doc. IV-390-85.
34. M. Eboo et al, "Arc-Augmented Laser Welding", *Advances in Welding Processes*, Fourth International Conference, Abington, The Welding Institute, 1978.
35. Ref. 2, p 19
36. H. E. Pattee, *Technological Advances in Welding and Other Joining Processes*, Columbus, Ohio: Batelle Press, 1982, p 25.
37. H. E. Pattee, *Technological Advances in Welding and Other Joining Processes*, Columbus, Ohio: Batelle Press, 1982, p 25.
38. H. Kihara et al, "Study on High Power Electron Beam Welding (Report 3) Development of the Method for Eliminating Beam Deflection Caused by the Residual Magnetism of Heavy Thick Plates", IIW Doc. IV-324-82.
39. F. Eichhorn et al, "Electron Beam Welding of Thick Sheet Steels for Vessel Construction and Apporative Engineering", IIW Doc. IV-397-82.
40. L. A. Krarchuk, "The Pulsed Electron Beam Welding of Titanium Tubes to Titanium Tube Plates", *Art. Svarka*, 1978, #6 p 53 - 56.
41. T. E. Burns, "Development of an Advanced Electron Beam Welding System for a Small Transducer Manufacturing Co", *First International Conference on Advanced Welding Systems*, Arlington, The Welding Institute, 1985, p 32 - 1.
42. M. Ohmine et al, *Fundamental Study on the Pulsed Electron Beam Welding*, IIW Document IV-348-83.
43. B. deSivery and C. Bonnet, "Electron-Beam Welding of J-Curve Pipelines", *Second International Conference on Pipe Welding*, p 11.
44. G. Sayegh, "The Possibilities for Use of Electron-Beam Welding in Pipeline Welding in the J Position", *Second International Conference on Pipe Welding*, p 1.
45. V. S. Niesmikh et al, "The Diffusion Welding of Bronze-Steel Components for Precision Friction Pairs", *Automatic Welding*, July 1985, p 54.
46. J. W. Dini et al, "Use of Electro Deposited Silver as an Aid in Diffusion Welding", *Welding Journal*, January 1984, p 26s - 33s.
47. E. S. Karakazov et al, "Effect of Thermal Cycle on the Characteristics of Cyclic Cracking Resistance of Titanium Alloys and Diffusion Bonded Joints in Them", *Welding Production*, January 1985, p 41.
48. *Welding Handbook*, Vol. 3, 7th edition, Miami, Florida, American Welding Society, 1980.
49. Ref. 2, p 19.
50. E. D. Nicholas, R. H. Lilly, "Radial Friction Welding", *Advances in Welding Processes*, Fourth International Conference, Abington, The Welding Institute, 1978.
51. *Westinghouse Advertising Brochure*.

52. *Narrow Gap Welding - State of the Art in Japan*, IIW Doc XII-961-86.
53. A. Belloni and G. Carossio, "A New Generation, Fully Automatic Welding System", *First International Conference on Advanced Welding Systems*, Cambridge, The Welding Institute, 1985, p 14 - 1.
54. R. W. Richardson, "Vision-based Adaptive GTA Welding System", *First International Conference on Advanced Welding Systems*, Cambridge, The Welding Institute, 1985, p 1.
55. *Welding Handbook, Vol 2, 7th edition, Miami, Florida, American Welding Society.*

CHAPTER 4

Advances in metal bonding

Julio A. Fernandez

LePage's Ltd
50 West Dr. Bramalea, Ont.

ABSTRACT

This paper deals with advances in the structural bonding of aerospace metals, aluminum and titanium and in the bonding of steel. Advances in the elucidation of the chemical composition, morphology of the oxide surfaces and bond failures, the use of techniques for bond analysis including vacuum spectroscopies and acoustic microscopy are discussed. The development of improved bond test methods — the wedge test, are also discussed. Advances in the automotive industry in the bonding to metals of fiber reinforced plastics are described. New adhesives in particular high temperature adhesives and the rubber modified epoxies are dealt with.

1.0 Introduction

Fundamental advances in the structural bonding of metals or to metals during the last 12 or so years amount to a quantum leap in bonding process technology. These advances have been spearheaded by the aerospace industries. Among such developments, I have chosen the following for review in such detail as appeared compatible with the scope of this symposium. Therefore the selection is by no means complete.

Summarily, these developments are in these areas:

1.1 Structural bonding of aerospace metals, aluminum and titanium. Structural bonding of steel.

1.2 Structural bonding of Fiber Reinforced Plastics(FRP) to metals.

1.3 Adaptation of and development of surface analytical techniques for the elucidation of bonding mechanisms and of bond failures.
Most important among these, are electron microscopy including Scanning Electron Microscopy (SEM) and Scanning Electron Transmission Microscopy (STEM), and the photon and ion spectroscopies specially X-Ray photoelectron Spectroscopy (XPS), and Secondary Ion Spectroscopy (SSI). More recently, Scanning Acoustic Microscopy has shown potential as a diagnostic technique for the examination of bonds and bond failures.

1.4 Development of adhesives: High temperature adhesives capable of performing up to 700°C are now being used in aerospace and military applications and the focus of continued research.

2.0 Structural Bonding of Metals in the Aerospace Industry

Aluminum, and more recently titanium, are the most commonly structurally bonded metals. The advances in the fundamental knowledge of the bonding processes involving aluminum have had profound consequence in the way aircraft are built. Furthermore they have had important consequences to the science and technology of adhesion.

The benefits of these advances has not been confined to the aerospace industry. Others, like the bicycle industry in France have quickly recognized the advantages of bonding techniques similar to

those used in aerospace, over conventional fastening methods and have utilized them to make improved products.

Aluminum, being the most used structural metal in aircraft has received greatest attention. The aluminum adhesive interface accordingly, is one of the best known of all.

We shall divide the advances in aluminum bonding into the following areas:

2.0.1 Elucidation of the chemical composition and structure of the oxide layer.

2.0.2 Elucidation of the failure mechanisms, mainly the hydrolytic effects that cause debonding.

2.0.3 The development of chemical etchings and anodizing techniques that contribute to the stability of the oxide layer and bond durability. The most widely used of these surface treatments is the Phosphoric acid anodization process developed by Boeing Aircraft known as BAC 5555.

2.0.4 The development of test methods which provide reliable prediction of field performance. One of such methods is the Wedge Test.

2.1 Elucidation of the Chemical Composition and Structure of the Oxide Layer and of the Mechanisms of Hydrolytic Bond Failure

In a paper which marks a milestone in Adhesion Science, [1], J.D. Venables and coworkers conducted detailed electron microscope examination of the aluminum oxide morphologies formed by the three most commonly used surface treatments in N. America, namely, the Forest Product Laboratory Process (FPL), the Boeing Phosphoric Acid Anodize Process (PAA), and the Chromic Acid Anodize Process (CAA). These surface preparation methods had all been developed empirically , and nothing of a fundamental nature was known that explained their advantages or disadvantages. *Figures 1, 2, 3* and *4* are isometric drawings of the oxide structures that were obtained on each of these three surface treatment methods. In *Fig. 1* the Oxide structure resulting from the FPL treatment indicates the presence of whiskers which are 50 Å thick and 400 Å high, but no hexagonal cell structure, while in *Fig.2* the whiskers have disappeared as a result of contamination with fluorinated water followed by storage in a humid environment. In *Fig.3* the oxide layer resulting from the PAA process can be seen to consist of a hollow hexagonal cell structure, whiskers which are now 10 times longer than those of produced by the FPL process or 4000 Å and which also are twice as thick namely

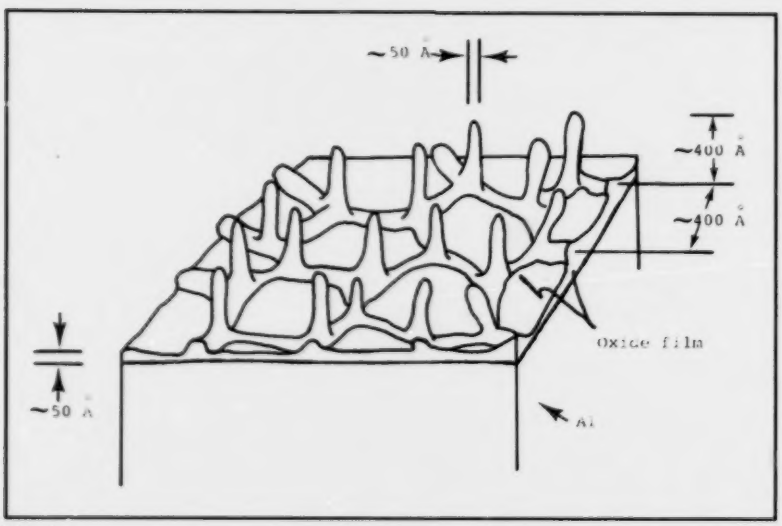


Fig. 1
Isometric Drawing of oxide structure on FPL surface. The thin 50Å barrier layer is not readily visible in sem. But has been detected in tem studies which allowed thickness measurements to be made by parallax between contaminants of the top and bottom surface. (from ref. 1)

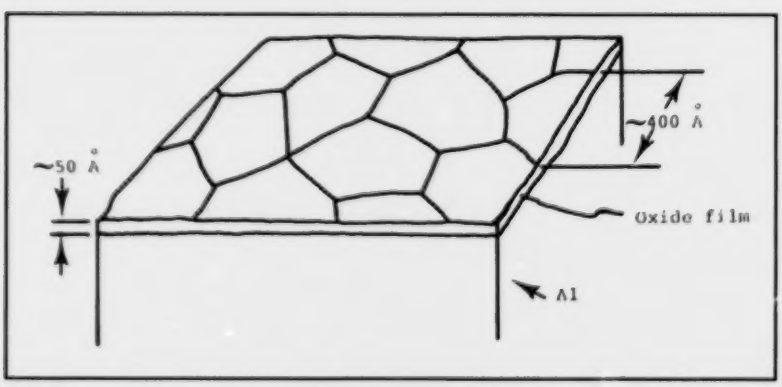


Fig. 2
Stereo high resolution sem micrographs of RPL surface after contamination by fluorine and storage in a humid enviromnent. Although remnants of the oxide remain, the protrusions have been removed for the most part leaving a relatively smooth surface as suggested. The macroscopic pits observed were not formed as a result of the contamination since they appear with equal frequency on uncontaminated specimens. (From ref. 1)

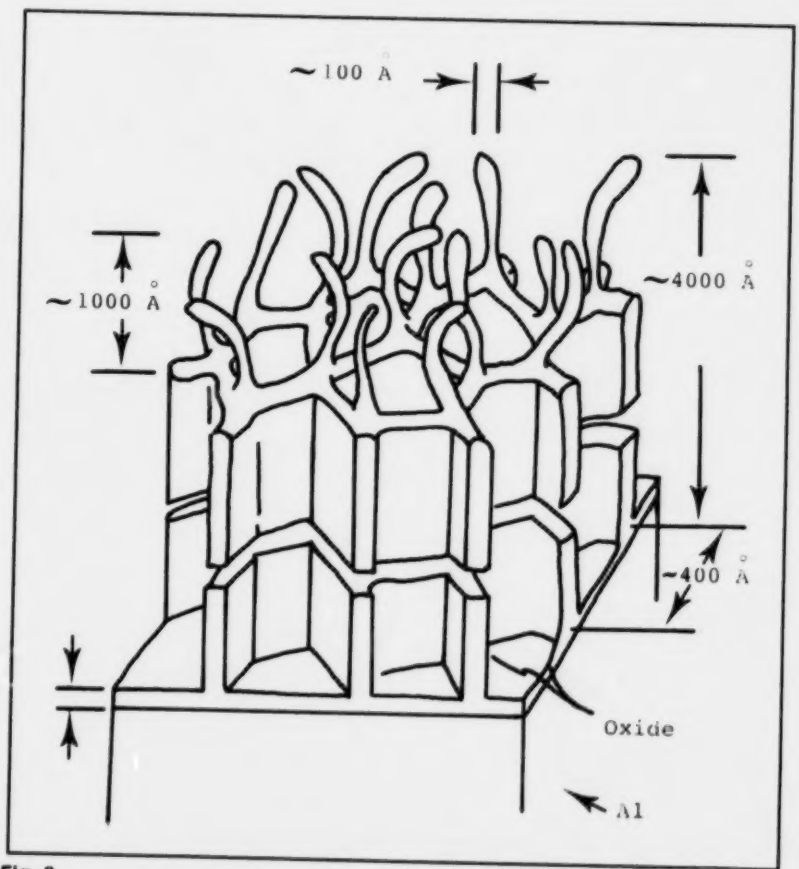


Fig. 3
Isometric drawing of oxide structure on PAA surface shown. The presence of a hollow hexagonal cell structure below the whicker formation has been verified by tem studies of stripped low-beam milled oxide films. A barrier layer (shown above) has been detected in these studies but its thickness has not as yet been determined. (From ref. 1)

100 Å. Finally in *Fig. 4* the CAA treatment yields a densely packed oxide layer of a smooth, non fibrillar structure and of a totally different morphology as that of the previous two surface treatment methods.

The bonds obtained with the last mentioned of the oxides to polymeric materials are highly resistant to corrosion but because their smoothness, are not capable of developing the strong bonds

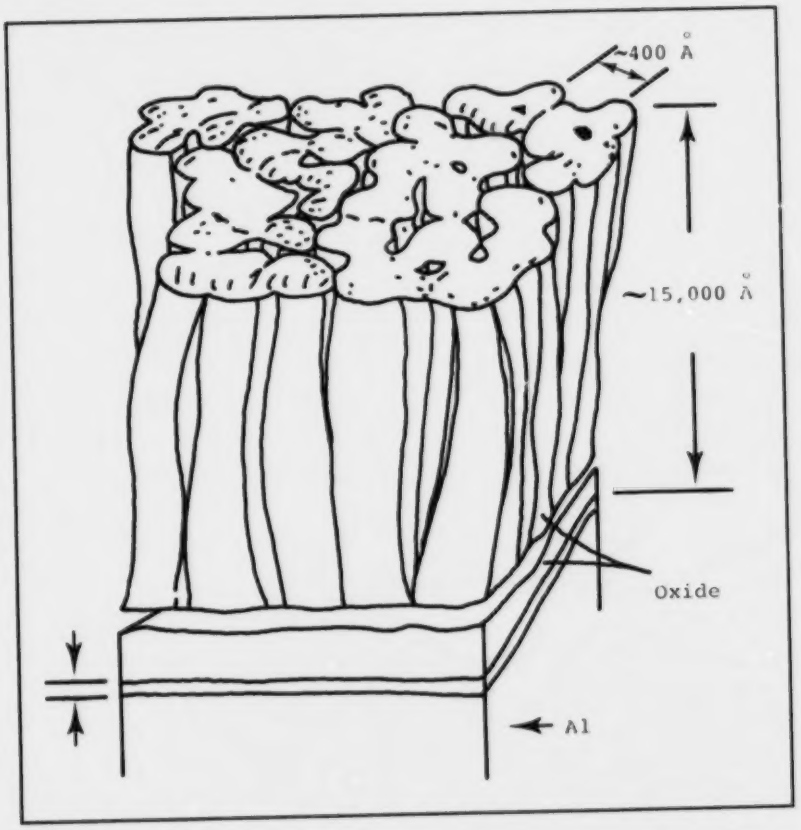


Fig.4
Isometric drawing of oxide structure on CAA surface. A barrier layer (shown with undetermined thickness) is assumed but has not as yet been detected in these studies. (From ref. 1)

required for structural bonding. Under stress and high humidities, bonds obtained with the FPL disbond more readily than those obtained with the PAA process.

Brockmann [2] postulates that the oxide layers formed by anodizing are formed from below on the aluminum core. Furthermore, that the adhesive or primer molecules with diameters between 20-100 Å are able to penetrate the oxide structures leading to the formation of mechanically interlocked bonds with the oxide fibrils. He also points out that [3] adhesives can react with metals, their oxides , and/or their hydroxides evidence of which is provided by the fact that some adhesives, and resins will resist desorbtion from the metal by

the use of solvents. Under water immersion however, it is possible to desorb the adhesives or resins even when the surfaces are anodized. This leads to the conclusion that chemical bonds between polymers and the metals or oxides alone cannot account for the stability of the bonds to water because the reactivity of the metal surface does not correlate with the stability of the bonds. The greater thickness of the fibrils produced by the PAA process partly explains why their geometry results in greater stability to water. Brockmann also postulates that no metals can be found in a number of delaminations on the polymer side, but that rather, the polymer itself is found on the metal. This shows that debonding is in such cases occurring not at the oxidemetal interface but within the polymer itself. Brockmann gives evidence that the metal surface (oxide) influences the chemical properties of the polymer in its vicinity. It has been shown by Bloeck et al. [4] that the crosslink density of the polymer in an epoxy adhesive can be influenced by the surface treatment of the aluminum. *(Fig.5)*.

Brockmann [3] again summarizes lucidly in the following paragraphs the correlations that have been established between oxide morphology, the orientation of the polymer molecules during absorbtion, the chemical composition of the polymer and the durability of bonds exposed to humid conditions:

"..There exists without question an interdependence between the morphology of the surface layers and the ageing behaviour of polymer/metal compounds in the boundary zone.

"..the surface morphology influences the orientation of the polymer or prepolymer molecules during the absorbtion, and this orientation influences the subsequent crosslinking mechanism and thereby the molecular structure of the resin.

Brockman also gives proof that there is evidence that the oxide layers can bring about something akin to a chromatographic separation of the various molecular weight components of the prepolymer: The smaller molecules which are also the more reactive, creep within the pores of the oxide, while the larger and less reactive molecules remain outside. The result is a weak boundary layer.

2.2 Development of Prebond Surface Preparations for Aluminum and Test Methods that Predict Field Performance

Metal bonding is not a new art. Strong bonds to metals have been possible for nearly 35 years now. High initial bond strength is one of the prerequisites in any structural bonding application. The other is durability of the bonds under adverse conditions. Bonds

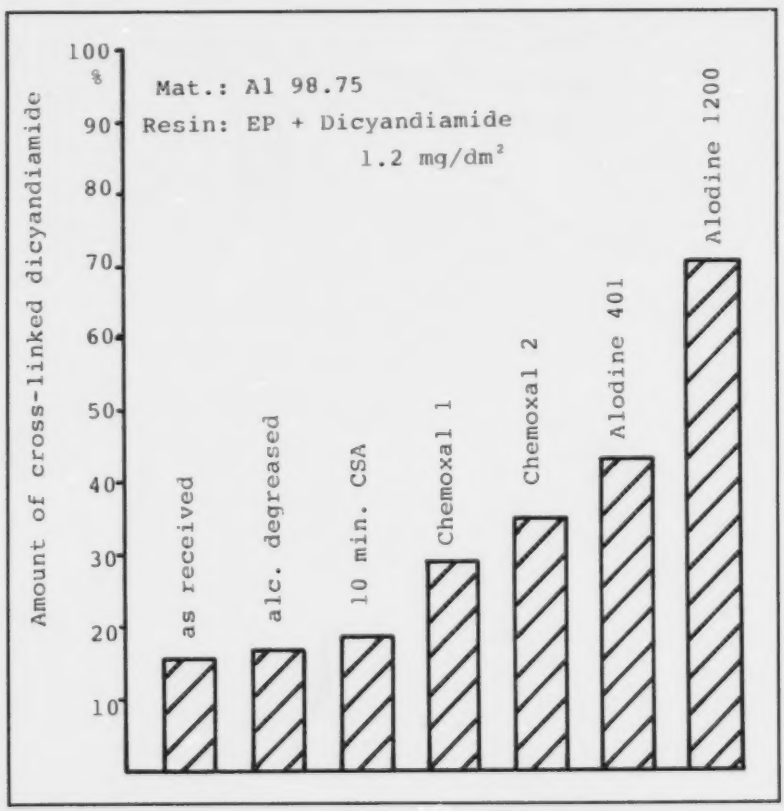


Fig. 5
Cross-linking density of a thin epoxide resin layer cured on aluminum after different treatments. (From ref. 3)

under stress have been found to exhibit peculiar behaviour when simultaneously subjected to the hydrolytic effects of humid environments.

Attempts at improving bond strength and bond durability first focused on the adhesives and on surface modification of the metals. The development of surface treatments began empirically. Later when the above mentioned discoveries became known, great efforts were made by the aerospace industry in the U.S. to develop a better understanding of these surface treatments. [5-9]

A key to this understanding was the development of test methods which duplicate or predict field results. For sometime, field

failures could not be explained on the basis of conventional test methods. These involved exposure of unstressed joints to hostile environments followed by peel or lap shear testing. Marceau and coworkers [5], found that bonds that in a high humidity environment retained 60% of their strength after 24 months in the unstressed state, would when stressed to no more than about 25% of the initial strength and submitted to the same environment, fail in 40 days. *Fig. 6.* Marceau used the Wedge Test Method as shown in *Fig.7.* (This method is now designated as ASTM D3762) from which results shown in *Fig. 8* are derived. This lead to the conclusion that the surface preparation of the aluminum was the single most critical aspect affecting bond durability and to the R&D that led to the development of Boeing's BAC 5555 Phosphoric Anodizing process. Compared to the FPL etch, the PAA gave the results shown in *fig. 9.*

The use of structural adhesives in commercial aircraft is well established. They are being utilized as well in the construction of extraterrestrial vehicles such as the Galileo Space Probe [16] , while here on earth their use in the automotive industry is tied and restrained to the economics, and prospects, of fiber reinforced plastics.

Utilization of bonding techniques in an aircraft is one clue to how advanced is their design. In each new aircraft the total structural bonded area increases significantly. In the Boeing 747 for example 24,000 sq. feet are structurally bonded. The Boeing 767, judging by its smooth contours and scarce rivets probably exceeds that number,percentwise. The durability of a bonded assembly to cyclical stresses can surpass by several quantums that of riveted joints as is well known. Also smooth bonded surfaces have better aerodynamics than rough riveted surfaces. Bonded aircraft can therefore, be better aircraft. It is only a matter of time for other industries to follow on the footsteps of the aircraft industry in their utilization of these advances in bonding technology.

2.3 Developments in Bonding Techniques for Titanium and Steel

Titanium

The above developments in the bonding of aluminum have pointed the way to research in the bonding of titanium.

At Boeing and at Martin Marietta's laboratories, surface treatments have been developed and evaluated which yield high initial strengths and superior durability to that obtainable with aluminum.

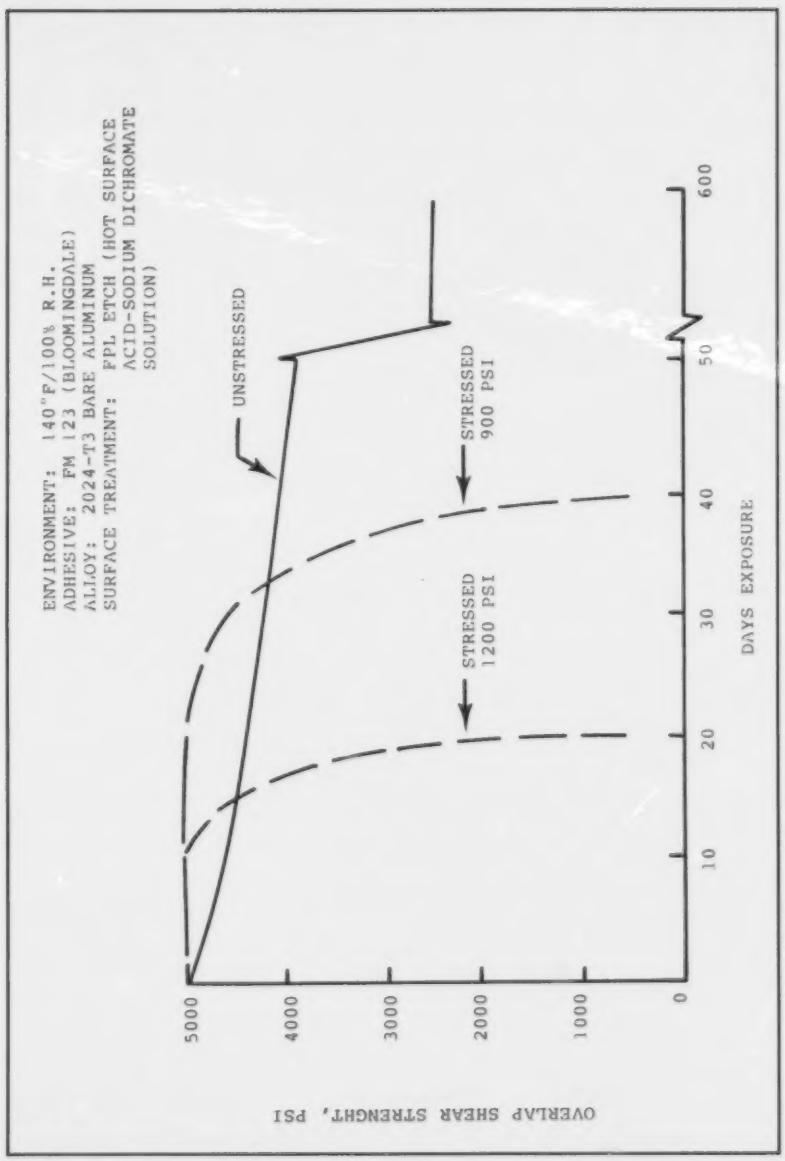


Fig. 6
Effect of stress on residual shear strength (From ref. 5)

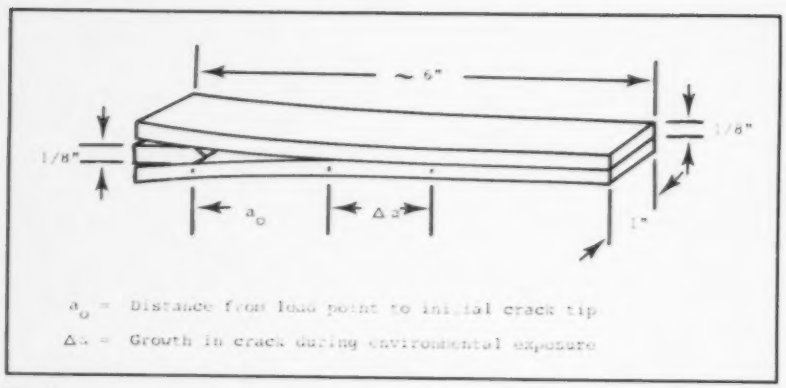


Fig. 7
Specimen used for the wedge test method [6] also called the Boeing wedge test. This test is normalized as per ASTM D 3762 (Figure from ref. 5)

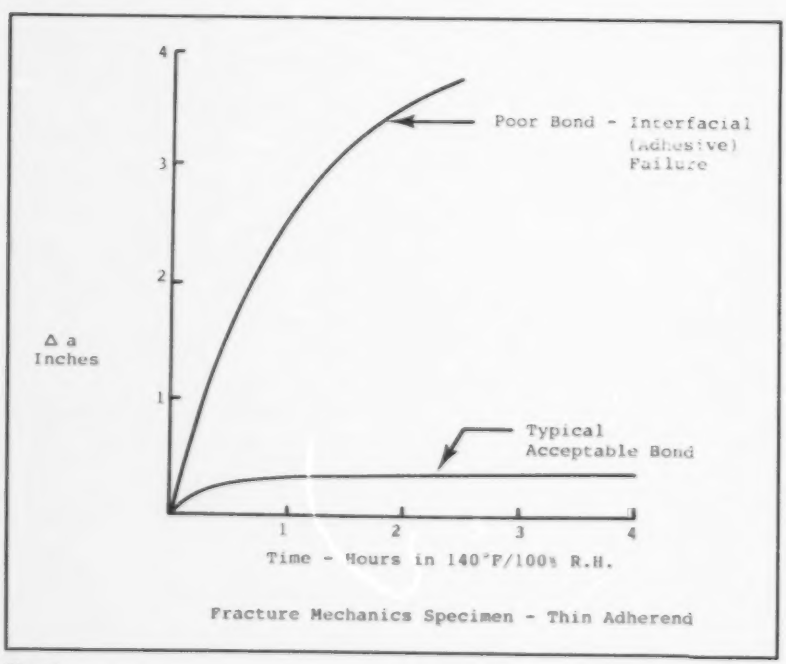


Fig. 8
Typical results of the wedge test for environmental exposure (From ref. 5)

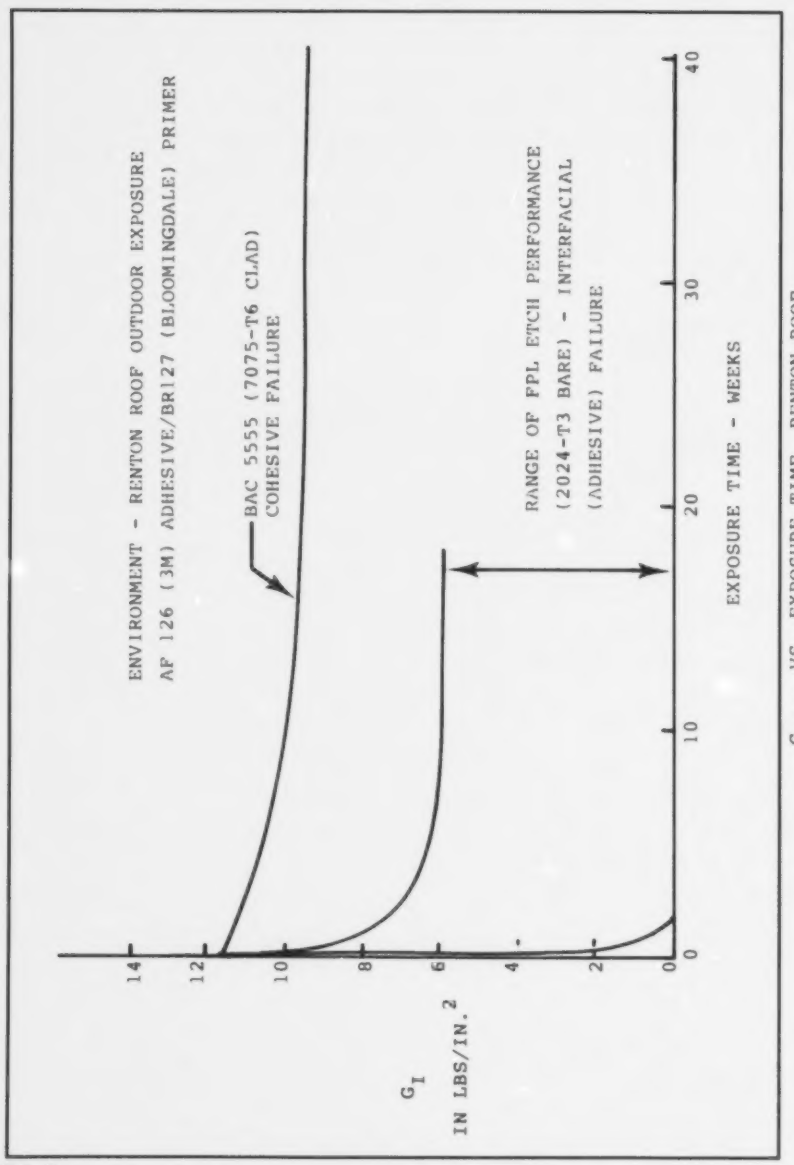


Fig. 9
G_{ISCC} vs. Exposure time (renton roof) showing the superior performance of the Phosphoric Anodizing Process (BAC 5555) (from ref. 5)

Results obtained by Natan and Venables [10] show similarities between the relationships in oxide morphology to durability as found for aluminum. Results of wedge tests are shown in *Fig. 10.*

Steel

While adhesive bonding of aluminum and titanium have received a great deal of attention thanks to the aerospace industry, the high technology approach to the bonding of steel is only now beginning to be applied.

At Martin Marietta, where a great deal of the research on aerospace metals has taken place, attention has focused on the bondability of steel, [11]. using similar techniques to those that have been used on aluminum and titanium. As in aluminum and titanium, surface treatments have been found to be critical to the durability of steel bonds. The morphologies obtained on steel surfaces however were quite distinct from those obtained on aluminum and titanium, yet as with those two other metals, a microrough morphology yielded the best results.

Venables and coworkers found that microcrystalline zinc-phosphate gritblasted samples showed the best morphology and also the best bond durability performance. This development now makes it possible to obtain dramatic improvements in the bondability of steel compared to the traditional grit blasting. An additional benefit is the increased corrosion resistance imparted. Trawinski and Miles (Sampe vol 16, p.634) note dramatic increases in wedge test results as compared to grit blasting. (3.27 inches for the grit blast and 1.63 inches for the grit blast plus zinc phosphate conversion coating prior to bonding.)

Other workers have concentrated on the bondability of oily steel. At the Army Research and development Centre, Rosty and coworkers found that regardless of the surface preparation used, when temperatures above 121 °C. were used good bonds were obtained on oily steel. Her earlier work had established that although many adhesives were capable of forming good bonds on oily steel only one adhesive system was capable of forming durable bonds, and this system required cure temperatures of 150 °C.

She also concludes that it is not necessary to etch or chemically clean steel if heavy corrosion products are not present and if cure temperatures exceed 121 °C. (Sampe vol 16, 1984, p.644)

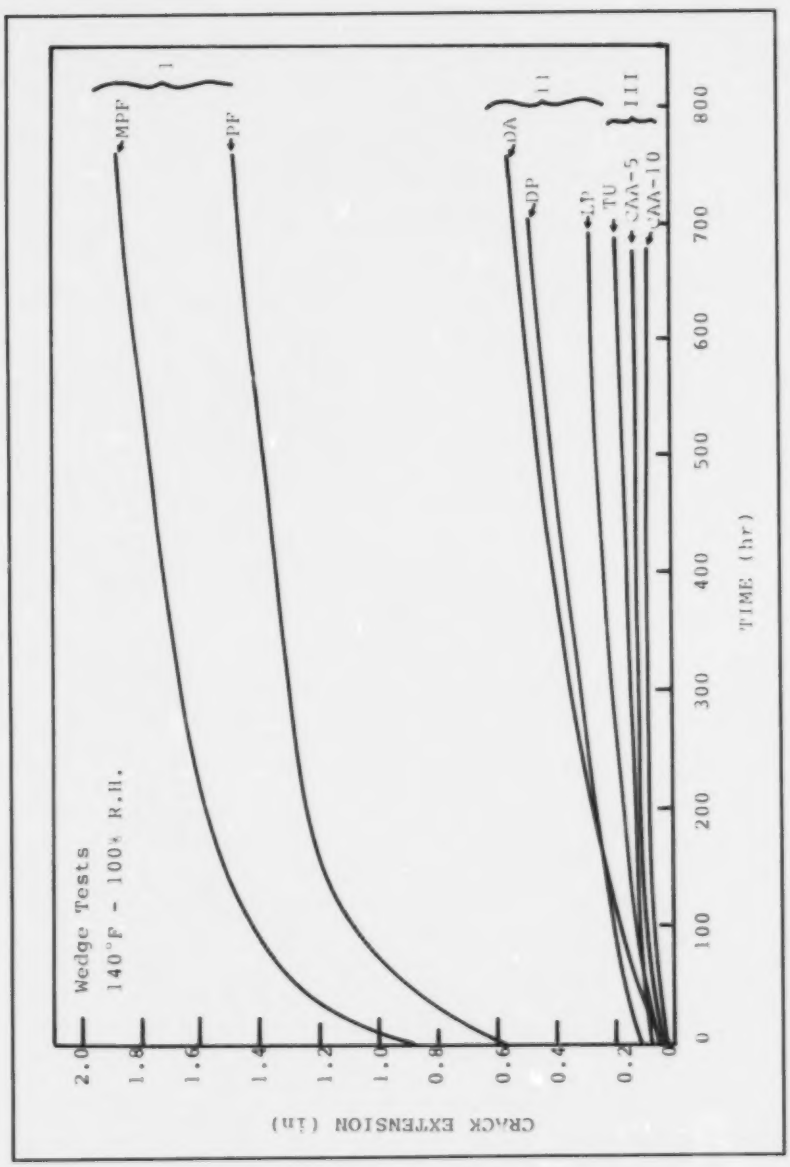


Fig. 10
Results of wedge tests, performed by Brown, suggesting that adherends with high surface roughness and the ability to mechanically interlock with the adhesive provide the most durable bonds. (from ref. 10)

3.0 Vacuum Spectroscopies Applied to Bond Analysis

The developments so far described would not have been possible without the photon spectroscopies. These techniques have become invaluable for the diagnosis of bond failures.

Notably, Electron Spectroscopy for chemical analysis (ESCA) or X-Ray Photoelectron spectroscopy, (XPS), Auger Spectroscopy, and Secondary Ion Mass Spectroscopy have today acquired an essential role in bond analysis. By means of ESCA, chemical changes occurring in the oxide surfaces were traced by Venables and co-workers [7], thus establishing that the original oxide had been changed chemically to boehmite (Al_2O_3, H_2O) and pseudoboehmite (Al_2O_3, $2H_2O$) by hydrolysis. These workers also used Auger spectroscopy to depth-profile the layers of the original oxide and were able to show that these oxide layers, upon transformation to the hydroxide would increase three fold in thickness from 200Å to 600Å. Proof that the hydroxide-oxide bond was weak came from observation that the hydroxide was left sticking to the adhesive.

Of the vacuum spectroscopies, XPS is the only one applicable to organic materials but it suffers from low spatial resolution, -typically 5-50Å. We need not go into further specific on the application of these techniques to bond analysis as their use is now well established. However mention must be made of the recent work being done by Prof. Van Doij at Virginia Polytech on the applications of Secondary Ion Mass Spectroscopy (SIMS) for bond and interface analysis. (seminar at Virginia Polytech, fall '86)

Due to the very complex spectra yielded by SIMS and difficulties in interpretation, it has been seldom used for bond or interface analysis. Van Ooij demonstrates that with certain techniques it is possible to use SIMS to determine the structure of monomolecular layers of virtually any materials, even organic polymers. Furthermore, new liquid metal ion sources have been developed recently which increase the spatial resolution down to 500Å. This is a 20 fold increase as typically, SIMS resolution is only in the range of 10,000Å. New atom sources reduce the beam damage in polymers. Used with high performance mass spectrometers, Van Ooij has shown preliminary results which indicate that these techniques provide new, exciting methods for interface analysis between polymers, metals, fibers, carbon, ceramics etc.

4.0 The Scanning Acoustic Microscope and its Application to the Analysis of Bonded Interfaces

The advantages of using acoustic emissions for producing images are twofold: First and foremost is the ability of sound waves to penetrate materials that are opaque to other kinds of radiation. The second lies in the also unique ability of acoustic waves to produce images which characterize the mechanical properties of a material.

Acoustic methods of inspection are not new. Ultrasonic waves were first applied to the detection of submarines in the first world war, later they were extensively applied to medical imaging and non-destructive testing. In medical uses, the elasticity or density of the tissues form the basis for imaging. In non-destructive testing on the other hand, the random scattering of the sound waves at cracks and voids form the basis for imaging through thick steels, ceramics and other rigid materials.

Three types of acoustic microscopes have proved to be practical: The Scanning Laser acoustic Microscope, The Scanning Electron Acoustic Microscope and the Scanning acoustic microscope. The first two operate in transmission, the later operates in reflection. Those interested will find a an excellent account of the subject in Professor Andrew Briggs monograph [13].

Briggs has shown scanning acoustic microscopes which he has perfected whose imaging capabilities offer new possibilities in the analysis of bonded interfaces. The Scanning Acoustic Microscope is described in *Fig. 11.* In this figure the lens consists of a disc of sapphire oriented with its c-axis as the axis of the disc. One face of the disc is polished flat, the other is concave. A fluid acts as the coupling between the lens and the specimen, water is most usually used. The highest limit to the frequency within which the lens can operate is determined by the radius of curvature and the attenuation of the coupling fluid. Specimens must be polished to better than a wavelength if the effects of surface topography are to be prevented from masking the mechanical properties of the specimen. Resolution is determined solely by diffraction limitations. A resolution of 20nm has been obtained with a cryogenic acoustic microscope.

The analysis of the bonded interface, has remained one of the last frontiers of Adhesion research. Even some of the newer methods previously discussed are of an "archeological nature", akin to having to wait for the bonded interface to crumble before anything can be known about it.

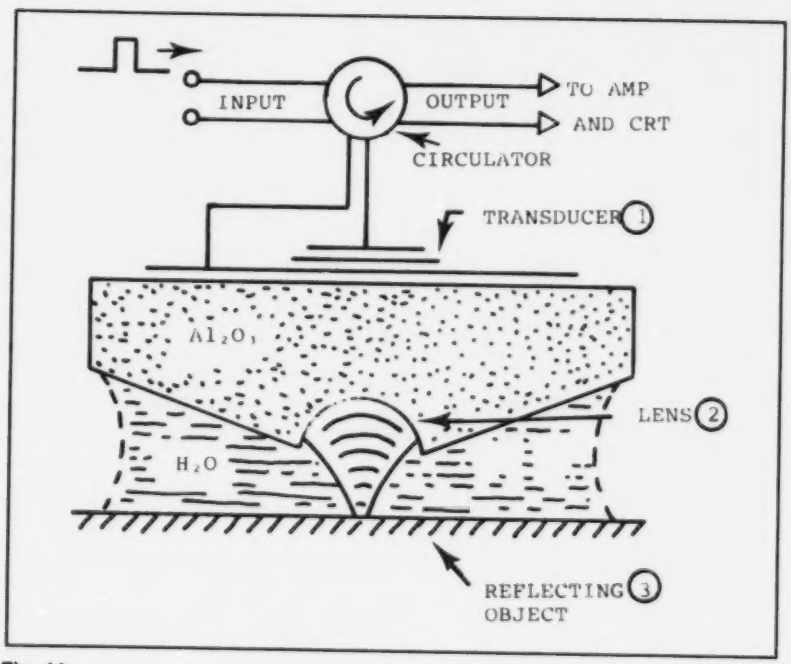


Fig. 11
Principle of the acoustic transducer and lens in the scanning acoustic microscope (Lemons and Quate 1979 [13]).

There is the hope that the acoustic microscope will change all that. It has the potential for 'taking the pulse' of the bonded interface while it is "alive", while it undergoes changes and transformations. Additionally it provides unique possibilities where other imaging techniques are inadequate. Not unimportantly, its cost is very considerably lower than that of its electronic cousin or of any of the vacuum spectroscopic techniques.

5.0 Advances in Metal Bonding Adhesives

5.1 Adhesives for the Bonding of Composites in the Automotive Aerospace Industries

Fiber reinforced plastics have found wide uses in the aerospace industry which, it is estimated, accounts for about half of their

total production. The momentum is very strong for increased usage of composites, and some predict that in the near future, composites will account for about 90% of the structure of all commercial and military aircraft!

The weight reduction gained by using composites is one of the forces behind their increased usage. Weight reductions of the order of 20 % compared to similar aluminum parts were achieved on a landing gear strut door for the F5 Aircraft, while in the V22 Osprey a hybrid winged helicopter, an almost all composite structure was built, with a weight reduction of 25% . [17]

In the automotive industry virtually every auto manufacturer has built composite prototypes but only one has built an all composite shelled vehicle, the GM Fiero. Reductions in body weight by as much as 29% , have been achieved. Other advantages are, lighter weight, corrosion resistance, dent resistance, lower cost, and their suitability to aerodynamic designs often impossible or impractical with metal skins. In automobiles these are very welcome advantages.

For optimum performance and economic reasons, composite panels have to be bonded to the structural inner members.

Gervase [14] details these developments in Fiber Reinforced Plastic (FRP) composite bonding:

- Panels have to withstand oven bake temperatures as high as 205° C. Adhesives have now been developed that are able to withstand these temperatures.
- Readthrough, another problem associated with FRP bonding has now been overcome with new epoxy adhesives which cure at lower temperatures. The term "read through" describes mechanical deformation on the exterior of the assembly, and its largely cosmetic.
- Surface preparation of the FRP surface is an additional, costly operation which has now been eliminated by the use of new epoxy adhesives which do not require it. The above developments have paved the path to complete automation of FRP assembly, and for increased utilization of FRP's in automobiles.

5.2 Developments in High Temperature Adhesives

The aerospace industry has sponsored a great deal of research aimed at the development of high temperature adhesives. Of course, this is one area where adhesives compare unfavourably to mechanical fasteners. A report issued by the National Research council in the United States, (1984) has outlined the major unresolved problems

in the durability of adhesives in aerospace applications, of which temperature resistance is one. L.H. Lee [15] makes a most thorough review of the state of the science of high temperature adhesives. Any one seriously interested in the field will find its bibliography indispensable.

Organic polymeric adhesives capable of withstanding temperatures as high as 760°C would a few years ago been inconceivable. That such adhesives exist today demonstrates the great advances that have taken place in polymer chemistry research aimed at producing better adhesives.

High temperature adhesives are classified into three cate gories as follows:

Range	Temperature °C	Usable
I	538-760	minutes
II	288-371	hundreds of hours
III	177-232	thousands of hours

5.2.1 Range I Adhesives

Two polymers fit range I requirements, the Polybenzimidazoles (PBI) and the Polyquinoxalines (PQ). The first are available in limited quantities. Outgassing during cure is a severe problem with these adhesives thereby their limitations. PQ's on the other hand do not present this problem but are not commercially available.

5.2.2 Range II Adhesives

In addition to the above two named adhesives, Polyphenyl quinoxalines, PPQ's, qualify for applications in this range. While PQ's perform acceptably up to 50 Hrs.at 371°C, PPQ's have a service life up to 500 Hrs. at 316°C. Adhesives in this range have applications in advanced aircraft and space vehicles.

5.2.3 Range III Adhesives

These adhesives are used for structural bonding in military and civil airplanes engine area, high speed advanced civil aircraft and advanced helicopters.

Acetylene terminated Polyphenylquinoxalines and Nadic terminated Imide oligomer meet requirements of range III adhesives.

5.2.4 New High Temperature Adhesives

Thermoplastic polyimides, developed in the 70's by NASA Langley research centre were discovered to have excellent strengths at elevated temperatures, (232°C). [18 and 19], are now available that develop 41.4 Mpa (6000psi) shear strength on Titanium at room temperature, and have a Tg of 161°C. These have been largely the result of research conducted at NASA's Langley Research Centre. Their exceptional performance at elevated temperatures in titanium-titanium bonds may be seen from the following table [18]:

Lap Shear Strength, PSI			
Adhesive	**RT**	**400°F(204°C)**	**Tg. °C**
LARCTPI	4791	3660	260
PISO2	3650	2920	273
LARCSTPI	3858	3626	283
STPILARC2	5111	3890	279

These polyimides are high molecular weight materials, and as a result, the high viscosity of the melts (105106 Pasec) prevents smooth spreading of the adhesives, which in turn restricts their usefulness. This is partially overcome by processing as polyamic acid precursors or as monomer mixtures. This latter approach however is not totally satisfactory since during cure volatiles are evolved which cause voids. Recent improvements have overcome these problems. Imidized versions of LARCTPI were found to melt at 300°C at which temperature they exhibited the low viscosities required for application, while exhibiting still excellent performance at temperatures at elevated temperatures [18, 19].

Other high temperature adhesives that have remarkable bond strengths under adverse conditions are the POLYARYLENE ETHERS. These were also developed at NASA Langley. [20] They perform up to about 100°C and exhibit room temperature strengths up to 6100 psi. The Polyalrylene ethers have glass transition temperatures from 153 to 243°C. These polymers typically are capable of tensile shear strengths up to 6000 psi. at R.T and up to 4000 psi. at 93°C.

In the field of electronic adhesives, other polyimides that circumvent the afore mentioned problems typical of polyimides have been developed that have ideal properties for uses as structural adhesives for metals. At National Starch, [21] Capo and Schomberg have developed a new breed of Polyimides, the Fluorinated Polyimides, which not only possess excellent solubility properties, but that also have outstanding thermal properties. Their viscosity at 53% solids solutions in diglyme are only 210 cps at 22°C. The Tg's

of these materials are around 350°C. While for the time being their efforts have concentrated on applications to electronic adhesives, these materials have great potential as structural adhesives for metals.

Polyimides are very expensive materials. The fluorinated Polyimides are currently priced at around $700 (US $), other polyimides are in the $500 range. To the aerospace effort these costs are well compensated by the unique properties of these materials.

6.0 Summary and Areas for Continued Research

Structural metal bonding is a development of the twentieth century. Although great advances have been made, it must be remembered that it is only during the last thirty years that metal bonding quantumleaped as a result of advances that took place in polymer chemistry, and more specifically with the development of epoxy resins.

Epoxies date back to the 50's, and although metal bonding had been possible before, it was the development of epoxies which made possible for the first time the making of bonds with adhesives which are solventless and practically shrinkagefree, advantages which cannot be overestimated.

The technology of structural metal bonding is therefore very new, newer of course than its mother science, Polymer chemistry, itself only 50 years old. Newer yet, and dating to only the last dozen years or thereabouts, is the practical use of the instrumental methods for bond analysis. These methods have contributed essential fundamental knowledge to the bonding of metals for aerospace.

Further advances will continue to depend on polymer chemistry and on increased knowledge of what happens at the interface. The vacuum spectroscopies are immensely powerful new techniques, and among these, the ion spectroscopies now make possible the analysis of monatomic layers, at the interface and for this reason these techniques have great appeal to adhesives researchers. However these instrumental techniques have far to go before their limitations such as damage to organic materials, resolution and complexity of interpretation of the data will cease to be a serious impediment.

In the mechanical properties of adhesives and adhesive bonds the frontiers have widened, but when these properties are compared to those of the metals they are used to bond, it is evident that there is vast room for improvement. Although the tensile strength

properties of the cured polymer matrices reaches somewhere into the 20,000 lbs/in^2, the strength of even weak metals such as aluminum exceeds this figure by far. Tensile shear bond strengths in the 8000 psi range are now possible, but again, this is a small fraction of the strength of metals, furthermore, these numbers are severely reduced by stress concentration. In the resistance to severe environments such as elevated temperature advances have been made as discussed in this paper, yet, the adhesive remains the weak link in most structural metal bonded assemblies. Indeed adhesives possess advantages compared to mechanical methods, but not in every respect and particularly not in their resistance to elevated temperatures.

While the aforementioned limitations of adhesives are real, their immense usefulness notwithstanding is evidenced in their successful widespread use. As advances lessen these limitations, adhesives use will continue to make spectacular advances.

Acknowledgements

Most of the data about high temperature adhesives were taken from reference 15 by permission of L.H. Lee. That reference was not yet published at the time of the redaction of the present paper and was privately released to the present author. Thanks are expressed to Dr. Lee for his generosity.

References

1. *Oxide Morphologies on Aluminum Prepared for Adhesive Bonded Aircraft Structure*, J.D. Venables, D.K. McNamara, J.M. Chen, T.S. Sun, Martin Marietta Lab., and R. Hopping, Martin Marietta Aerospace; Proceedings from 10th National SAMPE Technical Conference, Kiamesha Lake, N.Y., Oct. 1978 (V.10 p. 362).
2. *Comparison of Surface Treatments of Aluminum and Their Influence of Long Term Strength of Metal Bonds*, Dr. W. Brockmann and Dr. O.D. Hennemann, Institut fur Angewandte Materialforschung, Germany; Proceedings from 11th National SAMPE Technical Conference, Boston, Mass., Nov. 1979 (V.11 p. 804).
3. *Durability of Metal Polymer Bonds*, W. Brockmann, Frauhofer-Institut fur Angewandte Materialforschung Breman, West Germany; Adhesion Aspects of Polymeric Coatings, Edited by K.L. Mittall, IBM Corp. N.Y., Plenum Press, N.Y., May 1981, (p. 265).
4. S. Cloeck, E. Hofling and A. Jengic, Adhasion, *16*, 39 (1972), quoted in (3) above.
5. *Improvement in Environmental Stability of Bonded Aircraft Structure*, Kobayashi, Donnelly, McMilland and Bethune; Boeing Commercial Airplane Division, Boeing Co., Document No. D6-41517.
6. *A Wedge Test for Evaluating Adhesive Bonded Surface Durability*, J.A. Marceau, Y. Moji, J.C. McMillan, Boeing Commercial Airplane Co.
7. *Effect of Moisture on Adhesively Bonded Aluminum Structures*, J.D. Venables, D.K. McNamara, J.M. Chen, B.M. Ditchek, T.I. Morgenthaller, and T.S. Sun, Martin Marietta Lab., and R.L. Hopping, Martin Marietta Aerospace; Proceedings from 12th National SAMPE Technical Conference, Seattle, Wash., Oct. 1980 (V.12 p. 909).
8. *Evaluation of the P2 and PAA Treatments*, K.M. Adelson, R.F. Wegman, ARRADCOM; Proceedings from 14th National SAMPE Technical Conference, Atlanta, GA., Oct. 1982 (V.14 p. 311).
9. *Hydration of Aluminum Adherends as Studied by Surface Behavior Diagrams*, G.D. Davis, J.S. Ahearn, J.D. Venables, Martin Marietta Lab., Proceedings from 15th National SAMPE Technical Conference, Cincinnati, Ohio, Oct. 1983. (V.15 p. 202).
10. *Durability of Adhesively Bonded Titanium Structures*, M. Natan and J.D. Venables, Martin Marietta Lab., Paper presented at the Annual Meeting of The Adhesion Society, Jacksonville, Fla. 1984.
11. *Adhesive Bonding to Conversion Coated Steel Surfaces*, D.L. Trawinski, Martin Marietta Aerospace and D.K. McNamara & J.K. Venables, Martin Marietta Lab.; Proceedings from 15th National SAMPE Technical Conference, Oct. 1983 (V.15 p. 588).
12. *Interphase Analysis and Adhesive Bond Strength*, W.J. Van Doij, Virginia Polytechnic Center for Adhesion Science Workshop, May 1986.
13. *An Introduction to Scanning Acoustic Microscopy*, Andrew Briggs, Microscopy Handbook 12, Oxford University Press, 1985.
14. *Advances in Automotive FRP Bonding*, Nicholas J. Gervase, Lord Corp., Paper presented at the Adhesive and Sealant Council Dearborn, Michigan, Oct. 1985.
15. *Adhesives and Sealants for Severe Environments*, Lieng-Huang Lee, Private prerelease of paper to be presented at the London Conference on Adhesives, Sealants and Encapsulants, 1987.
16. *Space Environmental Effects on Adhesives for the Galileo Spacecraft*, Bouquet & Hasegawa; SAMPE (V.18 p. 1101).

17. *Composites Take-Off in Aircraft*, Chemical Week, Jan. 28/87.
18. *Adhesive Evaluation of New Polyimide*, St. Clair & Progar — Nasa Langley; Annual Mtg. of The Adhesion Society, 1986.
19. *Characterization of Crystalline, Larc — TP1 Powder*, Burks & St. Clair SAMPE (V.18 p. 1586).
20. *Adhesion Evaluation of New Polyarylene Ethers*, Hergeurother & Jensen. Annual Meeting of The Adhesion Society, 1986.
21. New Polyimides for Electronical Capo & Schomberg. SAMPE National Conference Vol. 18, 1986.

CHAPTER 5

New developments in the foundry industry

K.G. Davis

Foundry Section
Physical Metallurgy Research Laboratories
CANMET, Dept. of Energy, Mines and Resources
568 Booth St, Ottawa, Canada.

ABSTRACT

Some recent developments in the foundry industry are described, and future trends discussed. The main focus is on sand casting in typical foundries; the more exotic developments in specialized plant are not covered. It is believed that the environmental and technical problems associated with the use of sand will militate against its use in the coming decades. Permanent moulding, where dimensional control and surface quality are potentially excellent and improved working conditions are more easily attained, is expected to take on increasing importance.

1. Introduction

While preparing this chapter, it was tempting to delve into subjects such as columnar or single crystal turbine blades, ceramic/metal composite castings, squeeze-casting and "cast-forge" techniques, the various proposals that have been made for casting alloys in the mushy state ("rheo-" "thixo-" casting), and new developments in continuous casting. The vast majority of castings are however made by more mundane procedures, and shall continue to be so made at least for the immediate future. Only the "bread and butter" foundry procedures will be covered here. Five principal areas are addressed:-

1) Prospects for the foundry industry.
2) Some recent developments in:
   moulding
   melting
   casting
   foundry alloys
3) Quality control.
4) Computers in the foundry:
   software
   real time process control
   robotics
5) Future trends.

2. The foundry industry – What of the future?

There would be little interest in a description of new thechniques in an industry bound for short-term oblivion. Let us then initially take a brief look at the health of the foundry business. The past few decades have seen an accelerating reduction in the proportional use of metals, as plastics and more recently ceramics have come into wider use. One has only to consider the number of plastic parts in a modern automobile, or to try one's hand at home plumbing, to realize that this is so. Foundries have been particularly hard hit. In Canada, for example, the number of iron foundries has fallen from some 230 in 1970 to about 160 today. In Great Britain, 4.5 million tonnes of ferrous castings were produced in 1964. By 1984 this had declined to a total of about 1.5 million tonnes [1]. Non-ferrous castings showed a similar although less rapid decrease in production. Statistics for other European countries and for the USA show the same trends.

On the positive side, it may be expected that those areas where metal castings have been superseded by parts made by other techniques and/or from alternative materials were precisely those most susceptible to this type of replacement. Further inroads into the castings market will prove more difficult. There are at least three areas where I believe the casting process will retain an advantage. First, for certain parts with complex shape no rival technique seems viable. Consider for example the superalloy investment castings made for jet engines, [20] or the engine blocks for modern automobiles made by conventional casting techniques [21]. It is hard to conceive how alternative manufacturing paths such as fabrication/welding, forging, powder metallurgy, or machining from blanks could produce such parts at a less than excessive cost. The second area where casting has a competitive edge is where a limited number of parts with a certain design are required. Forging and powder techniques both need expensive metal dies, as do most plastic forming processes, whereas castings can be made with the aid of wooden patterns that cost far less. Thirdly, despite the recent drop in oil prices the cost of energy must climb in the long run as fossil fuels become scarcer, sources of hydro power are exhausted, and precautions needed for the safe use of nuclear power raise the price of that option. In an efficient casting process, the metal is melted once followed by minor energy usage in finishing. Other methods for producing metal parts are comparatively energy-intensive. For forging, the metal must first be melted to provide the blank, then re-heated in the case of hot forging, followed by the high-energy shaping and finishing procedures. With powder metallurgy, the powder must first be produced, normally from the melt, and then compacted and sintered. The majority of plastics are themselves oil-based, and in most cases large amounts of energy are needed to produce the base materials.

A major problem facing the foundry industry is the need to attract competent staff. Parents contemplating the future of their children see them as medical doctors, airline pilots, lawyers, perhaps even plumbers or electricians, but rarely as foundry workers. This is because the general public has the impression that all foundries are dark, smelly, hot, noisy and dangerous. A visit to a typical foundry today would unfortunately do little to modify this opinion. We are of course dealing with a wide spectrum of plants. I am told that the IBM facility where white-coated staff in dust-free air-conditioned surroundings grow large semiconductor crystals is termed the "silicon foundry". Nevertheless, in the majority of iron, steel or non-ferrous foundries air-conditioned work space is hard to find and white coats are rarely worn. The next generation of engineers, technicians and labourers may well find conditions in today's foundries unacceptable. A major challenge facing the industry is not just to operate more efficiently, but also to create a working environment which can attract and retain a first-class workforce. New foundry techniques that im-

prove both production efficiency and working conditions will be needed.

It is not possible to cover all recent foundry developments. I shall necessarily be selective, choosing a few examples to illustrate the type of activities presently under way.

3. Recent advances in equipment and processes

3.1 Moulding.

Moulding can be divided into two main categories. First there is greensand moulding, where the bond is provided primarily by moist clay. Most castings are still made by this method. Once the mould is pressed into shape it is ready to be poured, which makes greensand moulding particularly well suited to high-speed automatic production lines. The other main type of moulding may be termed "chemical set". Here the sand is mixed with a binder and a setting agent, the latter being either a gas, a powder, or a liquid. There is a limited work time, followed by a period during which the moulds reach their final strength. Very hard, dimensionally accurate moulds giving castings with excellent surface finish can be made by chemical set methods. Such moulds are highly resistant to erosion by the hot metal.

The use of chemical-set moulding has grown in recent years, and new binder systems are constantly introduced to the market[2]. Faced with such a wide choice, most of them backed by an agressive sales force, it is hard for foundrymen to decide which system best suits their particular operation. One factor that is taking on increasing importance is the health and environmental hazards associated with the use of these products. Almost all have some undesirable characteristics. Furan binders tend to evolve formaldehyde as they break down under heat after the castings have been poured, and strict conditions for their use are now in force in some areas. Other systems are based on phenolic resins, and there is an increasing awareness of the health risks associated with their use. This type of consideration can figure prominently in production costs. In addition to expenditure on ventilation systems at work stations and cleaning the air before it is released, there is the problem of solid waste disposal. Suitable dump sites are becoming scarcer. For example, there are only one or two dump sites in the whole of Quebec where certain types of bonded sand can be deposited, which means added transport costs. There is a trend toward a return to the use of the relatively

inocuous sodium silicate-based binders, despite problems that can be encountered with mould expansion, moisture sensitivity, and resistance to shake out.

In greensand moulding, the major advances in recent years have been in the development of moulding machines. When such machines first started to replace hand ramming, they were mostly of the "squeeze" or "jolt-squeeze" design, and this type of machine remains the industry standard. The principle of their operation is as follows. The most important part of the mould is the layer adjacent to the casting, and so it is imperative that the sand be compacted firmly around the pattern. Away from the pattern, permeability is needed to allow gases evolved during pouring to escape, and so very high compaction is not wanted. Finally, sand at the mould's top surface should be well compacted for handling purposes and to give overall strength. In the jolt cycle, the mould box is filled with sand and the pattern given a number of vertical jolts, resulting in good compaction at the pattern surface. For the squeeze cycle, pressure is applied to the sand surface to obtain reasonable strength and a hard top surface. A number of new sand compaction techniques have been introduced recently. These include shoot-squeezing, in which the sand is shot into the flask by compressed air, and vacuum-squeezing where the sand is sucked into the flask by a vacuum. Both of these procedures use a final mechanical compression. A further variation uses compressed air forced through the mould to compact the sand. All the above techniques can induce very uniform compaction, and also give a very significant reduction in noise and vibration compared with jolt-type units.

A more radical approach is provided by the recently-introduced impulse methods. Here a shock wave is caused to travel from the top of the mould down onto the pattern surface. The shock wave is induced either by the sudden release of compressed air or by the detonation of an air/natural gas mixture. Impulse compaction produces a very dense layer of sand adjacent to the pattern. No subsequent squeezing is required. *Fig. 1* shows typical sand compaction profiles through a mould for the above methods.

The moulding machine is only part of a complete moulding system, which must include the transportation, pouring, and shake-out of the moulds. One of the most innovative mould system designs is the high-pressure, flaskless, vertically-parted system. A schematic illustration is shown in *Fig. 2*. Each surface of a mould as it emerges from the compaction process represents one half of two castings. No flasks, mould weights or clamps are required, and very high-speed production can be attained. For long runs of small to medium weight castings these systems have many advantages.

Two moulding processes entirely different from those above, that have received acceptance for a limited range of castings will be mentioned. First is the lost foam or "EPS" process (formerly termed "full mould"). Here the pattern is made of a special grade of beaded polystyrene that closely follows the shape of the final casting, including internal cavities. It is coated with a refractory wash and placed in a box of loose sand. The box is vibrated to pack the sand around the pattern and ensure filling of hollows. When the mould is poured, the foam is burned out and is replaced by the liquid metal. Surface finish is controlled by the pattern surface and the refractory wash. After solidification the casting can be simply lifted out of the sand. No sand binder is needed, just loose dry sand. The castings have no parting lines, and therefore no flash to remove, so the work needed to finish the part can be minimal. Further, coring is eliminated. Both Ford and GM are using lost foam for aluminum castings such as inlet manifolds and cylinder heads. Much development work has been performed on the application of lost foam techniques to cast iron, but it has not so far gained commercial acceptance.

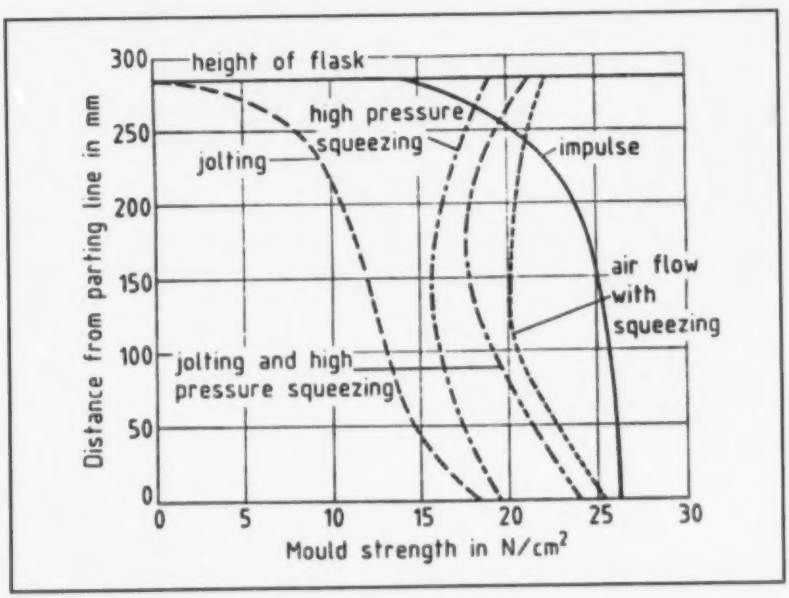


Fig. 1.
Typical sand compaction profiles through greensand moulds for various types of moulding machine (ref. 22).
Courtesy of Casting Plant and Technology.

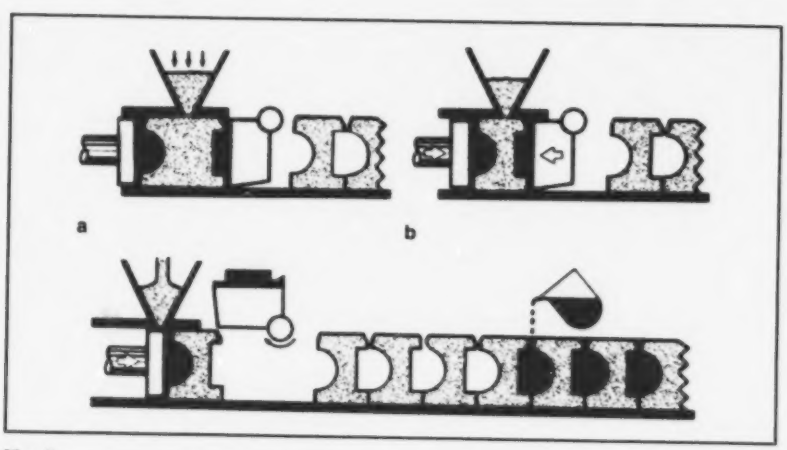


Fig. 2.
Schematic diagram of flaskless moulding (ref. 22).
Courtesy of Casting Plant and Technology.

The other new process is vacuum or "V-Process" moulding, first developed in Japan around 15 years ago. There are currently approx. 200 foundries worldwide using vacuum moulding, including 30 in the USA and Canada and about the same number in Western Europe [3]. A complete change from traditional moulding procedures is involved. There are no binders, just loose dry sand plus a thin plastic sheet defining the mould cavity. *Fig. 3* shows the steps followed in making a vacuum mould. First, a pattern which has been perforated with small holes is placed on a hollow vacuum-plate. Thin plastic sheet similar to that used for household food wrapping is softened by heating and lowered over the pattern, so that vacuum from the hollow plate sucks it down into close contact. A mould box with a vacuum connection is then placed on the vacuum-plate and filled with loose dry sand, a second layer of plastic is placed over the top surface, and vacuum is applied. The mould is now under pressure from the atmosphere, and immediately hardens. Vacuum can then be released from the bottom plate, and the pattern removed. One half of the mould is now made. The second half is made in a similar manner, the two halves are clamped together, and the mould is poured, all with the vacuum applied to the sand. After a suitable time for solidification the vacuum is released, and the mould collapses, allowing the casting to be removed. The primary advantages of vacuum moulding are:

a) the absence of sand binders, so that the sand can simply be cooled and re-used.
b) excellent surface finish.

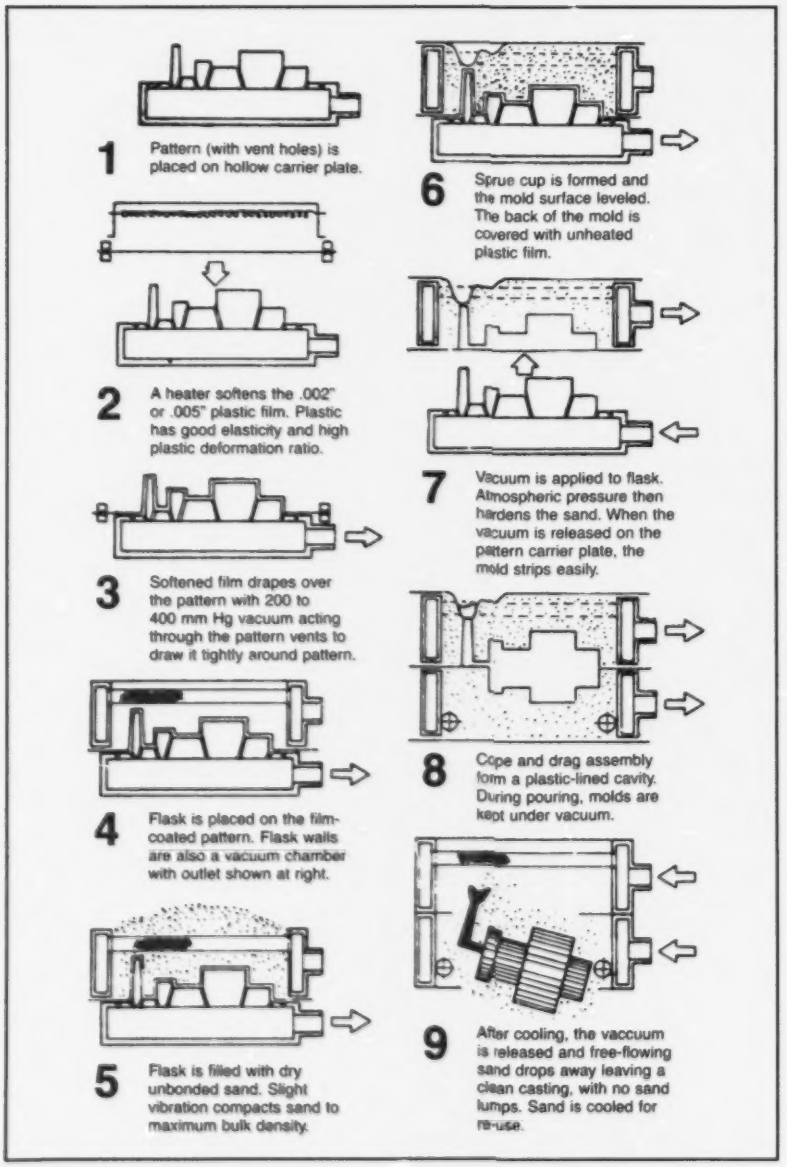


Fig. 3.
Steps followed in making a "V-Process" mould (ref. 24).
Courtesy of Herman Sinto V-Process Co.

c) minimal pattern wear (the patterns are separated from the sand by a layer of plastic).

The process is best suited to rangy castings that need good fluidity in the metal and have a reasonably short solidification time.

3.2 Melting

3.2.1. Induction melting.

The most important advance in melting technology over the past few years has been the introduction of medium-frequency coreless induction furnaces with high-efficiency, solid-state power sources. Formerly, medium-frequency coreless induction furnaces coupled effectively with the load only when the furnace was full of molten metal. They were electrically less efficient than channel inductors or the large line-frequency coreless furnaces. Modern solid-state power conversion, and new coil designs, now allow full power to be applied in medium-frequency furnaces even when the furnace is only partially filled or when it contains solid charge materials. Also, power conversion losses have been greatly reduced. The high throughput that can be achieved allows a smaller furnace to be used for a given overall melting capacity, and this provides greater flexibility when alloy type or tap temperature are frequently changed.

3.2.2 Cupola melting

Many iron foundries still use cupolas as their primary melting units. An interesting new development is the plasma-fired cupola, where heat is supplied at the tuyeres by a plasma torch. Such a unit is currently being tested by Westinghouse in co-operation with a commercial foundry [4]. Much of the melting energy can be supplied by the plasma source, and the coke is used primarily to supply carbon to scrap steel in the charge. The amount of coke can therefore be reduced, with metal/coke ratios as high as 70/1 when the charge is mainly cast iron. The plasma-fired cupola has many advantages, among them close temperature control, low alloy losses, and the ability to produce a low-sulphur iron. It is estimated that between 10 and 30% savings can be made in hot metal costs. The reduction in coke load is in itself a significant advantage. Also, pollution control equipment for cupolas is expensive, and the coke is a primary source of much of the emissions. A plasma-fired cupola is potentially a much cleaner melting unit than a traditional cupola. In another variation on cupola melting, the coke is replaced by an inert material that acts only as a heat exchanger, and natural gas is used as the fuel [5]. Such a unit would have very low emissions, and could also produce low-sulphur iron. In some test runs, however, the economics did not appear favorable.

3.2.3 AOD refining

A comparatively new molten metal refining procedure, AOD (argon-oxygen decarburization), is finding favor in steel foundries. Originally intended for the treatment of low-carbon stainless steel, it is now being used also for low alloy steels. An AOD vessel is similar in design to a bottom-blown convertor. Heat loss problems mandate a minimum acceptable size, but units under 5 tons are now being made. The treatment can be used both for desulphurization and decarburization, and the hydrogen and nitrogen gases can be reduced to low levels. With suitable slags, steels with very low inclusion content can be produced. In addition, a marked improvement in mechanical properties is claimed [6]. AOD treatment will be particularly useful in steel foundries using induction melting, where the metal refining procedures normally followed in an arc furnace are difficult to duplicate.

3.3 Casting Techniques

3.3.1 Electroslag casting.

In this technique, feed material in the form of steel wire or billet is lowered into a liquid slag layer covering the molten metal in the mould. The slag is heated by an electric current that passes from the feed material through the slag and into the casting. The feed metal melts, falls through the slag, and joins a molten pool at the top of the growing casting, see *Fig. 4*. The moulds are normally of copper, and are water-cooled. The process is slow, energy-intensive, and restricted to fairly simple shapes. However, it takes far less capital to set up an electroslag facility than a sand casting facility to produce similar castings, and steel with outstanding properties can be produced. To this time, commercial electroslag casting appears to be restricted to the Soviet Union.

3.3.2 The Cosworth Process.

The Cosworth process [7] is a recently developed procedure for the production of "high tech" aluminum castings. While it entails nothing really novel, it does illustrate procedures that should aid in producing defect-free castings of any alloy. A schematic is shown in *Fig. 5*. The molten alloy is transferred in a non-turbulent fashion into a holding vessel, where it remains long enough for inclusions and other impurities to sink or float. Metal is then drawn from the centre of the melt by pumping up into the mould. In this manner the mould is filled with clean metal in a steady, non-turbulent fashion. Zircon sand with a Furan/SO_2 binder is used both for moulds and cores, to

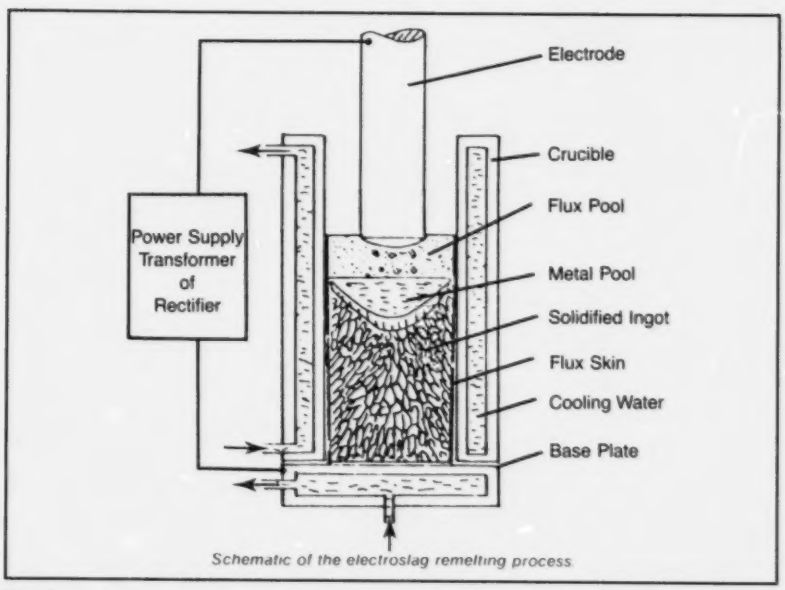


Fig. 4.
Schematic of the electroslag process (ref. 25).
Courtesy of Modern Casting.

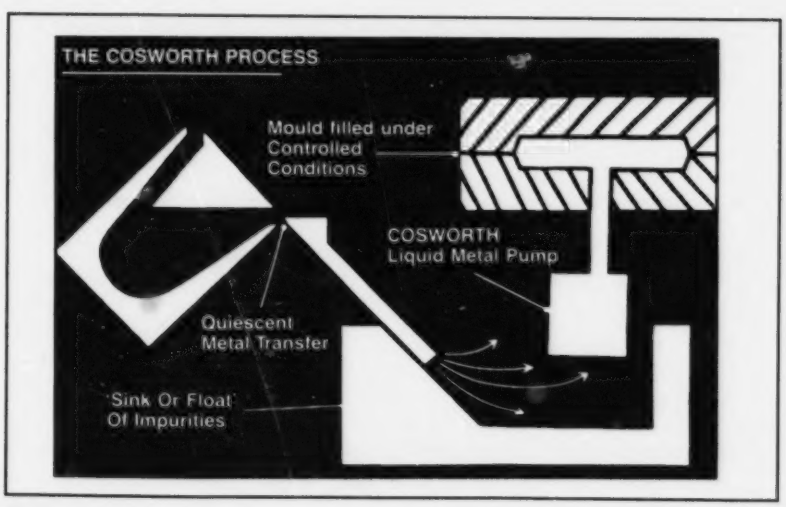


Fig. 5.
Schematic of the Cosworth system for making aluminum castings (ref. 7).
Courtesy of Modern Castings.

minimize expansion defects. Dimensionally accurate castings with a minimum of defects and excellent surface finish are produced. In many cases the castings can be used with virtually no finishing.

3.3.3 The Use of Ceramic Filters

Despite careful ladle preparation and good pouring practice, slag, sand or dirt in castings still plague the foundryman. Filters that will remove non-metallics from the metal stream in a gating system before it reaches the mould cavity have long been sought. Some five years ago, "ceramic foam" filters became available for aluminum alloys. They were made by infiltrating ceramic slurry into loosely-bonded foamed polystyrene, allowing the slurry to harden, and then dissolving away the plastic. A cellular ceramic skeleton, 90% open, remained. In the past two years, ceramic foam filters suitable for use with cast iron have been introduced. In addition, an alternative filter design developed at Corning is now being marketed, where the cavities take the form of parallel holes. Filters are undoubtedly effective for removing oxides from aluminum alloys. For cast irons and steels, both types of filter are claimed to reduce the number of defects [8], but carefully-determined statistical data backing up these claims is scanty. The cost of the filters will probably restrict their use to high-quality castings.

3.4 Foundry Alloys

Recent developments in foundry alloys have tended to be evolutionary, most new grades being improvements on older ones. In stainless steels, for example, some of the newer austenitic grades call for very low carbon contents, and new types of ferritic stainless steel have been developed over the past few years. In copper-base alloys there have been no radical developments. For the light alloys, new corrosion-resistant and creep-resistant grades of Mg-base alloys have been introduced, and the Al-Li alloys for aerospace applications appear to be nearly ready for production. "390" aluminum alloy with 18% Si, 4-5% Cu, 0.45-0.65% Mg, is coming into increasing use for automobile parts, compressors, and small engine castings. It is easily cast, and has good strength with excellent wear resistance.

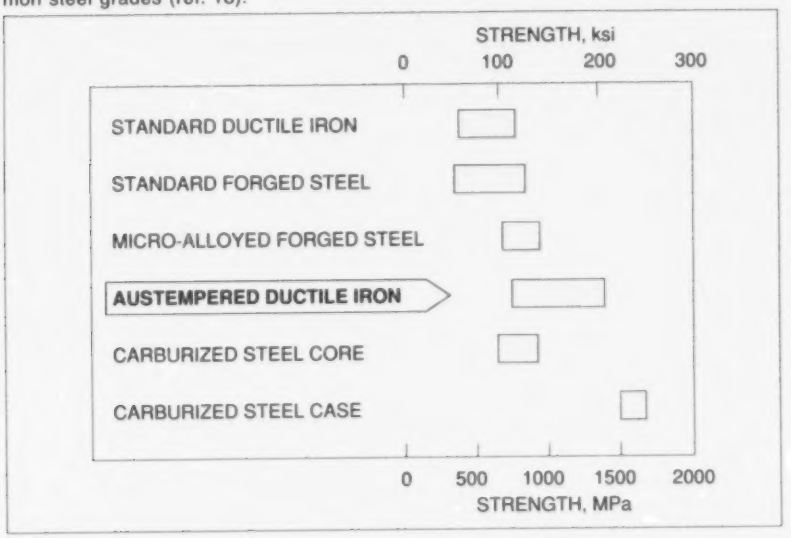
In the cast iron field, the so-called "CG" (compacted graphite) irons have found use in applications such as brake drums, where a combination of wear resistance and high thermal conductivity is needed. It has a microstructure intermediate between that of grey and ductile iron, the carbon taking a short stubby roughly cylindrical "wormy" form, see *Fig. 6*. This alloy retains some of the toughness of ductile iron, and has thermal conductivity between that of ductile and grey iron. Of potentially greater economic impact is the recent

Fig. 6.
Graphite forms in grey iron (left), compacted graphite "CG" iron (centre), and ductile iron (right) (ref. 27).
Courtesy of Foote Ferroalloys.

introduction of ADI (austempered ductile iron) to automotive applications such as steering knuckles and gears. This material is made by heating ductile iron into the austenite range, rapidly cooling to approx. 350 C, holding at that temperature for several hours while a bainite matrix develops, and then cooling to room temperature. Parts with remarkable strength and thoughness result, with properties that rival steel (see *Table 1*). The main limit to the more widespread use of ADI is the requirement of very narrow compositional control, and some uncertainty about the role of micro-constituents and manganese segregation. An intense research effort is underway on this material, which could open up new markets for cast iron where steel was formerly specified.

One new type of casting alloy will be mentioned, namely the Zn alloys with 8-27% Al developed by the International Lead-Zinc Research Organization (ILZRO) and at Noranda Research Centre. These alloys melt and pour much like Zn, look like Al and have mechanical properties similar to cast iron. They can be sand-cast or die-cast with equal ease, although there are some problems with shrinkage in thick sections. *Table 2* compares the properties of Al-Zn alloys with cast iron, aluminum. and bronze. The unusual combination of strength, excellent castability, and good corrosion resistance provides an attractive and lower-priced alternative to conventional materials in many applications.

Table 1
Tensile strengths of austempered ductile iron, standard ductile iron, and some common steel grades (ref. 18).



4. Statistical Process Control

Nearly all large foundries and a significant number of smaller ones are now practicing some form of statistical quallity control. Let us take as an example the melt facility at an iron foundry using induction furnaces. Records will be kept of furnace temperature and metal composition (probably C% and Si%) at tap, and control charts prepared showing values as a function of time or sample number, along with moving range, and upper and lower statistical control limits. Once such curves are established, they can be examined to see if the process is in "statistical control", i.e. if the variables and range stay within the control limits. These charts can be examined to determine the effect of variables such as charge procedure, the operation mode of the furnace, or the melting staff, and changes can then be made to keep the statistical variations as low as possible. Once an optimum procedure has been established and the process is confirmed to be within statistical control, the same charts can be compared with specifications considered necessary for successful production. If the statistical variation is within the specification limits, the process is considered "capable". If not, changes must be made if the foundry is to operate in a satisfactory manner. The control charts provide a tool with which to judge the effectiveness of a particular operation, and the degree to which changes influence that effectiveness.

The same analysis can be applied in other areas such as the moulding/pouring lines, the sand system, and the finishing room, and final correlations can be made between the scrap rate and the various operational factors.

So what is "new" in this? Certainly not the statistical procedures themselves, which are well established. What is new is that even the smaller foundries are starting to recognize the desirability of statistical analysis of their operations, and many are acting upon it. They often use one of the microcomputer SPC software packages now available. A note of caution should however be sounded. The process is not easy. In an excellent article entitled "SPC - Success Stories for a Small Foundry" [9], Arthur K. Mann describes how SPC was phased in at his foundry over an 8-year period. After some initial trials, they tried to apply the KMS (Key Minimum Standards) technique, an SPC procedure set up specially for foundries. The need to train the workforce if success is to be attained is emphasized. According to the KMS system, the human factor can keep scrap rates over 15% even when all processes are within statistical control. To get scrap rates below this level, an intensive training program for the majority of the foundry floor staff was needed. Performance incentives were found to be counter-productive. They put too much strain on inspection staff and led to inaccurate reporting of data. Certain personnel were found to be unsuited to their occupations, and so transfers were arranged. Staff from specialized areas such as the core room were trained as a group, and encouraged to develop statistical analyses of their own operations. A profound change in management style to one "based on mutual trust and understanding" was essential before SPC could become fully effective. Many foundries will find this more difficult to bring about than the introduction off new techniques and equipement.

Table 2
Properties of Zn-Al foundry alloys compared with those for cast iron, aluminum, and bronze (ref 19). Courtesy of Texasgulf inc.

	Zinc Foundry Alloys			Competitive Materials		
Composition	**Tg-8**	**Tg-12 (ASTM B-669)**	**Tg-27**	**Cast iron (Class 30)**	**Aluminum (AA356T6)**	**Bronze (SAE-660)**
Aluminum (wt.%)	8.0-8.8	10.5-11.5	25-28			
Copper	0.8-1.3	0.5-1.0	2.0-2.5	Per spec.	Per spec.	Per spec.
Magnesium	0.015-0.030	0.015-0.030	0.01-0.02			
Iron	<0.10	<0.075	<0.10			
Lead	<0.004	<0.004	<0.004			
Cadmium	<0.003	<0.003	<0.003			
Tin	<0.002	<0.002	<0.002			
Zinc	balance	balance	balance			
Physical properties						
Density (lb/in³) at 70°F	0.227	0.218	0.181	0.26	0.097	0.322
Specific gravity	6.30	6.03	5.00	7.22	2.68	8.83
Annealing temp. (°F)	None req.	None req.	None req.	As req.	As req.	As req.
Melting range (°F)	707-759	710-810	708-903	2100-2200	1250-1500	1570-1790
Casting temp. range (°F)	800-900	850-975	950-1075	2200-2600	1250-1450	1750-1800
Specific heat (BTU/lb/°F) at 75-196°F	0.104	0.107	0.125	0.13	0.23	0.09
Solidification shrinkage (%)	1.0	1.2	1.3	1%	–	–
Coefficient of expansion (μin/in/°F) at 68-212 °F	12.9	15.5	14.4	5.8	11.9	10.0
Thermal conductivity (BTU/ft/ft²-hr-°F) at 75°F	66.3	67.1	72.5	26.6	68.4	34.0
Electrical conductivity (% IACS) at 68°F	27.7	28.3	29.7	–	39	12.0
Electrical resistivity (μΩ in) at 68°F	6.20	6.10	5.80	31.5	44.2	–
Pattern makers shrinkage (in/ft)	1/8	5/32	5/32	1/8	5/32	7/32

Mechanical properties

Casting method	Perm mold	Sand cast	Perm mold	As cast	Sand cast H't Tr't	Sand cast	Sand cast	Sand cast
Ultimate tensile strength (KPSI)	32-37	40-45	45-50	58-64	45-47	30-34	33	30-38
Yield strength (KPSI), 0.2% offset	29-31	30-31	31-32	53-54	37	24	24	17-21
Elongation (% in 2")	1-2	1-3	1-3	3-6	8-11	0.6	3.5	12-20
Hardness (BHN), 500, 10, 30 sec.	85-90	105-125	105-125	110-120	90-100	179-228	70	55-65
Shear strength (KPSI)	35	36-38	36-38	41-43	32-33	40	26	–
Impact strength (ft. lbs, ¼" x ¼" bar unnotched)	–	12	12	11	19	NR	–	6
Fatigue strength (KPSI), 5×10^8 cycles, push-pull test	–	8	8	15	–	–	–	16
Endurance limit (KPSI), 5×10^7 cycles, rotary bending test	7.5	15	15	25	15	–	8.5	–
Creep strength (KPSI), stress to produce 1% strain/100,000 hrs.	7*	3*	3*	~10	~13	3.0	7.5	–
Creep rate (%/1000 hours) at 20 KPSI stress at 68°F	~0.2	4.95	4.95	0.1	0.07	0.00	–	–

5. Computers in the Foundry

5.1 Software

Most foundries today have at least one micro-computer, for administrative work such as storing sales and payroll data and keeping inventory. The same computer can then be utilized for running programs such as the SPC software mentioned earlier, and foundry-specific programs such as those sold by the AFS. The latter include programs for cupola operation (written by R.D. Warda and L.V. Whiting at CANMET), *riser-design programs for steel castings,* and programs for the calculation of charge weights in electric furnaces. A recent survey lists 30 software packages of potential use to foundries [10].

In addition to the AFS program, packages for risering steel castings are also available from Foseco ("FEEDERCALC") and the Steel Castings Research and Trade Association of the U.K. ("CRUSADER"). Risering cast iron is more complex than steel, as the size of riser required is very dependent on pour temperature, mould hardness, alloy composition, and inoculation efficiency. No software is currently offered for grey iron, but the AFS and Foseco both offer a variation on their steel risering programs adapted to ductile iron. These programs are based on a procedure developed by Fer et Titane Quebec (QIT). Little is available to this point specifically designed for risering non-ferrous alloys.

Some large steel foundry organizations now model solidification when new parts are to be cast. Potential shrinkage cavity locations can be identified and chills and risers can be properly sized and positioned. Systems used by the Abex Corporation at their foundries in the USA and Canada, and by the Hitachi Company in Japan, have been described in the literature [11,12]. Both need main-frame computers with large memories, and are expensive to run.

5.2 Real Time Control

Software comprises a program through which a computer advises the operator what actions to take to obtain certain objectives. With real time process control, the program not only determines the optimum course of action, but also puts it into operation. One of the main problems in applying this concept in a foundry is that the control parameters are often difficult to measure. When applied to furnace charging, for example, the objective is to enable an operator to simply enter into the computer the alloy to be poured and the charge weight. A least cost charge calculation is then made and the correct weights of each charge material are fed automatically to the furnace. When the charge materials are finely divided, continuous feed belts with

weight sensors can be utilized. Scrap however is often delivered in a variety of forms including some large pieces; automated weighing and feeding then becomes more difficult. Taking furnace temperature control in ferrous foundries as another example, continuous temperature measurement is not yet readily available. Radiation pyrometers have met with little success, for the readings they give will depend heavily on the nature and thickness of the slag layer covering the melt. Most current thermocouple probes allow for limited immersion time. Some new thermocouple assemblies with cermet sheathes claim to allow continuous immersion, but are rather expensive and must be handled with care.

Let us consider how real time process control may be set up in a typical foundry sand system. The process variables that can be controlled are sand cooling rate, water additions, mulling time, and additions of bentonite, new sand, and other materials such as sea-coal or flour. Measurable parameters are batch weight, sand temperature, moisture content, active and dead clay contents, and particle size distribution. Physical properties such as strengtn, compactibility, and permeability can also be measured. Only the first three of the measurable parameters, namely batch weight, temperature and moisture, can be monitored continuously. Temperature and weight sensors are easy to install, and there are microwave units capable of non-contact moisture level measurement. In practice, the combinations of measurable parameters that give sand with the required properties would first be determined by experience, and this information stored in the computer. Real time control of moisture and temperature would then be instituted, an optimum mulling time chosen, and the system run with pre-set automated dispensing of new sand, bentonite, and other additions. Active and total clay contents, particle size distributions, and other sand properties such as permeability, compactability, and strength would be measured periodically. The values would be fed into the computer, and settings for the dispensers of new sand etc updated. A further application of real time process control would involve the provision of monitors to keep track of sand levels in all hoppers and bins, to ensure that there is adequate and smooth sand flow around the system. Experience with real time control of sand systems that incorporate some of the feature just described may be found in Refs. 13, 14.

In addition to the sand system, other areas that can be automated include charging and melting, moulding lines, and pouring. These four functions can then be integrated to ensure compatibility of material flow. If for instance the moulding lines are producing moulds faster than they can be poured, or using sand faster than it can be supplied by the system, a master controller could bring the various areas back into synchronization.

5.3 Robots

Foundries may be considered a sort of "last frontier" for robotization of industry. In a foundry we have all the conditions most inimical to electronic devices; fume, heat, dust, and vibration. "If it works in a foundry, it will work anywhere". This probably explains why the introduction of robots into foundry operations has been so painfully slow. For the last ten years or so, visions of a bright new era have been dangled before us where all the hot, dirty, hard work is done by robots. Few such developments have taken place, and in some cases robots have been introduced only to be discarded after a trial period. A few examples where robots have proved successful will be described first, followed by a discussion of their potential in other areas of the foundry.

Robots are in daily use in certain investment casting plants, where the wax patterns are dipped into a slurry, removed, and placed in drying fixtures [15]. This is the sort of simple, repetitive task that robots do easily and well. Very recently, the John Deere company has introduced a robotized mould venting unit [16]. This is a far more complex task, since the computer must first be informed by an identifier on the mould what type of casting is to be poured, and then create vents of the correct size at predetermined locations. This again appears to be an ideal application, but considerable problems were encountered before a smooth operation was established. Partial robotization has been achieved in certain automatic pouring units. Each mould is first located with its sprue or pour basin directly below the pour unit's outlet. This can be done mechanically, but if there is a wide variety of castings there are advantages in the use of a mould manipulator controlled by "computer vision". The mould is then poured at a rate determined by a mould identification tag, and pouring is stopped when an infrared sensor either detects metal in a preselected vent or open riser, or senses when the sprue cup is nearly full.

Finishing is a very labour-intensive activity, and great efforts have been expended to develop automated finishing procedures. A 1984 paper describes a typical example of the introduction of robots to a finishing operation [17]. A robot grinding unit was utilized in the following manner. First, the casting was ground under manual operation, with the robot in "learn" mode. Once an optimum grinding procedure had been established, the robot was operated in a test mode where it controlled the operation but stopped at the end of each of a series of steps. At this point, "editing" was done by changing the instructions for a particular step. Finally, the robot was operated under fully automatic mode. Such units can be used with grinders, cut-off wheels, or cutting torches.

A major problem with the type of operation described is that the casting must be located in precisely the same position relative to the tool at the start of each operation. Quite elaborate clamping jigs must be used for this purpose, and the casting must have no dimensional irregularities at the points where it is clamped. The British Cast Iron Research Association have developed an interesting answer to this problem, in which the tool first approaches the casting until a feeler locates the surface. The tool then works its way around the casting as the feeler follows a preset path on the casting. The success of this procedure depends on their being no surface irregularities on the feeler path. In the future, a robot with vision capability may be able to "recognize" the casting and its location, and proceed to a correct finishing operation.

6. Future trends, and current foundry research at PMRL/CANMET

There is still a need for an economical sand binder system with no health hazards that has all the desired properties of bond strength, set-up time, permeability, and thermal breakdown characteristics. Some non-siliceous inorganic binder systems have been examined at PMRL/CANMET. They show promise, but are still being tested. In the long run, however, it seems likely that sand casting will be used only for special parts. There are two reasons: environmental and technical. From the environmental point of view, sand casting makes it hard to obtain good working conditions. Dust from the sand itself is an ever-present problem, and all the current binder systems have some associated health risks. To avoid the problem of silicosis, some foundries have moved away from silica sands, to for instance Olivine. In Norwegian foundries the use of silica sand is forbidden. Note that if a silicate binder is used, silica dust will be generated when the sand is recycled or the castings shaken out even if the sand is not silica. The "inocuous" silicate binders can therefore also present problems. From the technical point of view, the sand system is by far the most difficult to control of all the foundry operations. To obtain dimensionally accurate castings with good surface quality and few defects, extreme care must be taken. For both environmental and technological reasons, therefore, it seems likely that we will see a move away from sand casting to the use of "permanent", initially metallic, moulds. Working conditions can then be improved, and castings with good surface finish and excellent dimensional accuracy can be made even in small foundries with little technical knowledge. However, considerable development work remains to be done. For the low melting point alloys Zn and Al, high-pressure die-casting is well-established and highly automated. There have been few major developments in the last few years. Technology has advanced more rapidly

for low-pressure and gravity die-casting, especially for complex, highly-cored parts. Sand cores cannot normally be used with high-pressure die-casting: the high pressures and rapid mould filling would lead to metal penetration into the cores, as well as core distortion and erosion.

Much effort has gone into attempts to die-cast iron and steel. Simple shapes in grey cast iron have been made by gravity die casting for at least 20 years, and more complex parts are now made in Russia and Czechoslovakia. The dies are normally made of grey cast iron with composition near to that of the metal being poured. There is currently only one plant in Canada making such products.

Many companies are working on the production of die-cast steel. Simple shapes such as railway wheels have been made in graphite moulds for some time by the Griffin process. Graphite however wears quickly, and cast iron will not withstand liquid steel temperatures, so for complex steel parts more exotic materials must be used. The most promising so far are molybdenum-base alloys. Some progress has been made in die-casting small stainless steel parts. The GKN company in England has developed a process named "Ferro-Di" which utilizes molybdenum dies and a slug of metal that is melted by induction and forced into the die. Another interesting approach is that used by the Georg Fischer company of Switzerland, wherein liquid cast iron is poured into water-cooled copper dies at a controlled rate. A small pool of liquid is retained as the mould fills, so solidification is directional from bottom to top and no risers are needed. One application has been for abrasion-resistant white iron castings of simple shape.

At PMRL/CANMET one of our current research efforts is aimed at the production of ferrous alloys in permanent moulds. We have researched the pouring of both grey and ductile iron into grey iron moulds, and looked at various grades of iron as potential mould materials. From our results, we have concluded that future permanent moulding of ferrous alloys will probably not be done in cast iron moulds. Water-cooled aluminum moulds show more promise, if local breakdown in the protective ceramic coating can be prevented. Good castings of simple shape have been made by this method both in steel and cast iron. In another approach, we are looking into the possibility of making permanent moulds from some of the newer ceramics that combine high thermal conductivity with excellent resistance to heat and wear. We are also working on a hybrid process that combines polystyrene patterns, vacuum technology, and either a low-pressure die caster (for Al-base alloys) or a tilt ladle (for cast iron). Thin-wall castings with good dimensional control can be cast.

On electroslag casting, PMRL has been working with a pilot unit for casting hollow steel cylinders, using water-cooled, cast aluminum moulds and multi-wire feeding. The hollow centre is formed by a moving, water-cooled copper core.

In the microcomputer software field, we have developed our own SPC and charge calculation programs, and a risering package that has certain unique features, as well as the cupola operation programs being marketed in the USA by the AFS. Some of these programs were developed in co-operation with staff at Queen's University. Work is also in progress on developing optimum procedures for the operation of induction furnaces.

Acknowledgments

This paper is a distillation of many hours of conversation with my colleagues in the Foundry Section. Their help and encouragement in preparing the manuscript is gratefully acknowledged.

References

1. "Down but not out — British foundries are fighting back"; D.F. Kanicki, Modern Castings, vol. 75, 1985 (Dec), pp. 30-33.
2. "Cold-setting and self-curing binder systems for moulding materials in modern foundry operations"; N. Benz, T. Kalberer, Casting Plant and Technology, vol. 1, 1985 (4), pp. 4-11.
3. "The V-process — review and current status"; A.J. Clegg, Foundry Trade Journal, vol. 158, 1985, pp. 472-486.
4. "Plasma-fired cupola: an innovation in iron foundry melting"; S.V. Dighe, W.H. Provis, B. Buczowski, W.J. Peck, A.D. Karp", AFS Transactions, 1986 (to be published).
5. "Cokeless before the 1980's"; R.T. Taft, H.R. Perkins, Foundry Trade Journal, vol. 145, 1978, pp. 471-485.
6. "Enhanced quality of cast AOD steel"; B. Agrawal, J.W. Juppenlatz, S.K. Mehlman, Electic Furnace Proceedings, vol. 38, 1980, pp 142-147.
7. "From England: a less turbulent approach to casting aluminum alloys"; E. Ford, Modern Casting, vol. 72, 1982 (Feb.), pp. 46-47.
8. "Filtration of ferrous metals"; A.M. Arzt, Modern Casting, vol. 76, 1986 (Mar.), pp. 24-27.
9. "SPC — success stories for a small foundry"; A.K. Mann, Modern Casting, vol. 75, 1975 (Oct), pp. 33-37.
10. "Guide to computer software for foundries"; Modern Casting, vol. 75, 1985 (Jan), pp. 27-29.
11. "Casting solidification analysis using CAST": M.K. Walther, Modern Casting, vol. 74, 1984 (Mar), pp. 18-22.
12. "Three dimensional solidification simulation system with graphic terminal for prediction of shrinkage in sand casting"; K. Anzai, E. Niyama, T. Uchida, T. Ohshima, SFSA Research Journal, vol. 12, 1985, pp. 3-9.
13. "Automation in sand control. The total system approach"; C.R. McMullen, A.W. Ward, Modern Casting, vol. 68, 1978 (Oct), pp. 50-52.
14. "PC's control prepared sand delivery at LeBaron Foundry; T. Suschil, Modern Casting, vol. 70, 1980 (May), pp. 58-59.
15. "Workhanders to robots - the new technological revolution"; C. McCombe, Foundry Trade Journal, vol. 153, 1980, pp. 677-698.
16. "Computerized off-line programming for robotic mold venting at John Deere component works"; A.L. Carr, W.P. O'Neil, AFS Transactions, vol. 92, 1984, pp. 623-628.
17. "Practical experience of using a robot to fettle castings"; R.A. Wragg, The British Foundryman, vol. 77, 1984, pp. 159-163.
18. "ADI development registers steady progress"; K.H. Miska, Modern Casting, vol. 76, 1986 (June), pp. 35-39.
19. "TG zinc foundry alloys — a materials frontier", Texasgulf leaflet, 1981.
20. "Castings in the air — a foundry success story"; Foundry Trade Journal, vol. 159, 1985, pp. 17-21.
21. "Permanent mold casting of aluminum at Fiat"; S. Gallo, Metal Progress, vol. 116, 1979, pp. 75-79.
22. "Modern green sand moulding system"; E. Schaarschmidt, Casting Plant and Technology, vol. 1 (no.4), 1885, pp. 12-23.
23. "Evaporative pattern casting: the process and its potential"; Modern Casting, vol. 76, 1986 (Jan), pp. 31-34.
24. "Moulding dry unbonded sand with vacuum"; Herman Sinto leaflet.

25. "Electroslag casting — its future in North America"; A. Mitchell, Modern Casting, vol. 68, 1978 (Nov), pp. 86-87.
26. "Electroslag casting in machine-building": B.E. Paton, B.I. Medovar, G.A. Boiko, I.I. Kumish, CIF/Bucharest, 1976, Paper Number 27.
27. Illustration from Foote Ferroalloys advertisement, Modern Castings, July 1976.
28. "Production of grey iron valve and fitting castings in metal molds"; F. Bilek, J. Kobeda, Modern Casting, vol. 54, 1968 (Dec), pp. 49-50.
29. "High pressure ferrous diecasting"; R.G.R. Sellors, B.G. Carver, T.B. Smith, Eighth Society of Diecasting Engineers (SDCE) Congress, 1975, paper no. 151.
30. "Georg Fischer develops ferrous "diecasting" process: part 1"; Foundry Management and Technology, vol. 107, 1979, pp. 62-71.

CHAPITRE 6

La métallurgie des poudres et son rôle dans le développement de nouveaux matériaux

Roch Angers

Professeur titulaire

Département de mines et Métallurgie Université Laval
Ste-Foy, Québec G1K 7P4, Canada

RÉSUMÉ

Dans la première partie de cet article, on décrit brièvement les divers procédés de la métallurgie des poudres. Par la suite, l'auteur illustre l'apport de la métallurgie des poudres au développement des nouveaux matériaux à l'aide de divers exemples de matériaux récemment mis au point. Les exemples sont puisés dans les domaines des matériaux magnétiques, électriques, composites et renforcés par dispersion ainsi que dans les domaines des alliages produits par solidification rapide et des biomatériaux.

1. Introduction

Essentiellement, la métallurgie des poudres est une méthode qui permet de fabriquer des pièces métalliques ou composites par densification de poudres *(figure 1)*. La métallurgie des poudres inclut toutefois un grand nombre de procédés dont certains sont beaucoup plus complexes que ne le laisse entrevoir la *figure 1*. Ces procédés très variés permettent de fabriquer de nombreux types de matériaux nouveaux et avancés qui ne pourraient ou pourraient difficilement être obtenus par d'autres méthodes.

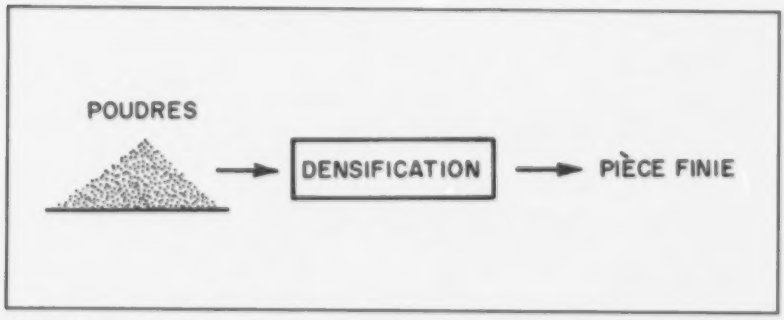


Figure 1:
Procédé général de la métallurgie des poudres.

2. Procédés de la métallurgie des poudres

Les divers procédés de la métallurgie des poudres sont regroupés à la *figure 2*. On y reconnaît le procédé le plus ancien et le plus connu qui consiste en un pressage uniaxe à froid de la poudre suivi d'un frittage, de même que des procédés plus complexes comme certains modes de compactage à chaud et le compactage dynamique qui sont illustrés aux *figures 3 à 8*. Certains de ces procédés seront discutés plus loin en relation avec la description de matériaux avancés fabriqués par métallurgie des poudres.

Les propriétés des matériaux fabriqués par métallurgie des poudres sont fortement affectées par les caractéristiques de la poudre de départ de même que par le procédé de densification de celle-ci. Ainsi, selon les caractéristiques de la poudre de départ et le procédé de densification, on peut par exemple obtenir des alliages sophistiqués, des composites ou encore des matériaux d'usage courant de pleine densité ou poreux.

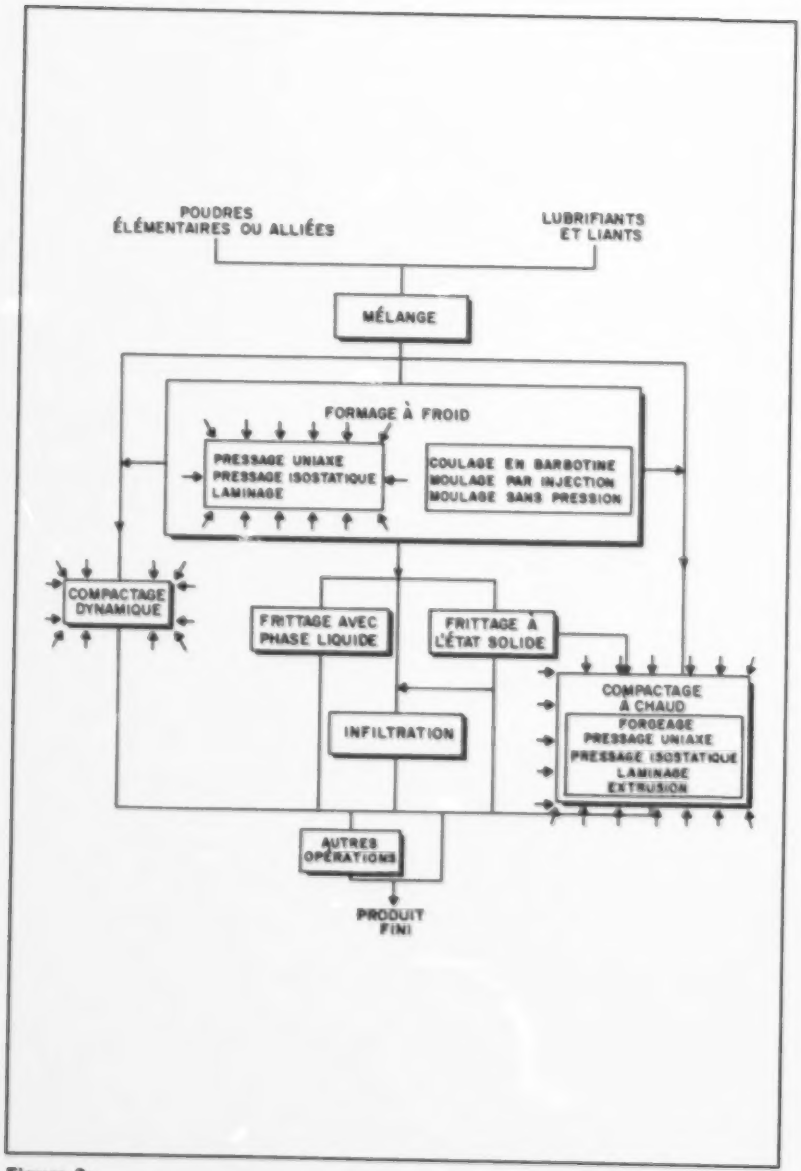


Figure 2:
Divers procédés de la métallurgie des poudres.

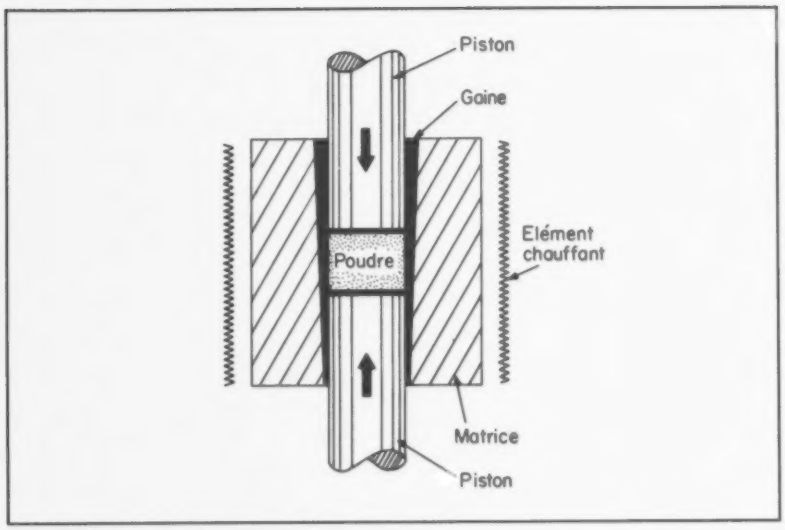


Figure 3:
Pressage uniaxe à chaud.

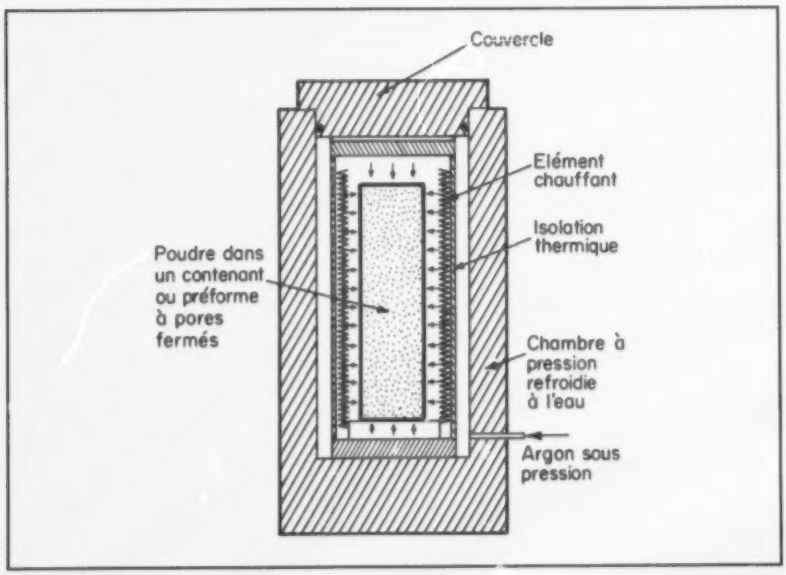


Figure 4:
Pressage isostatique à chaud.

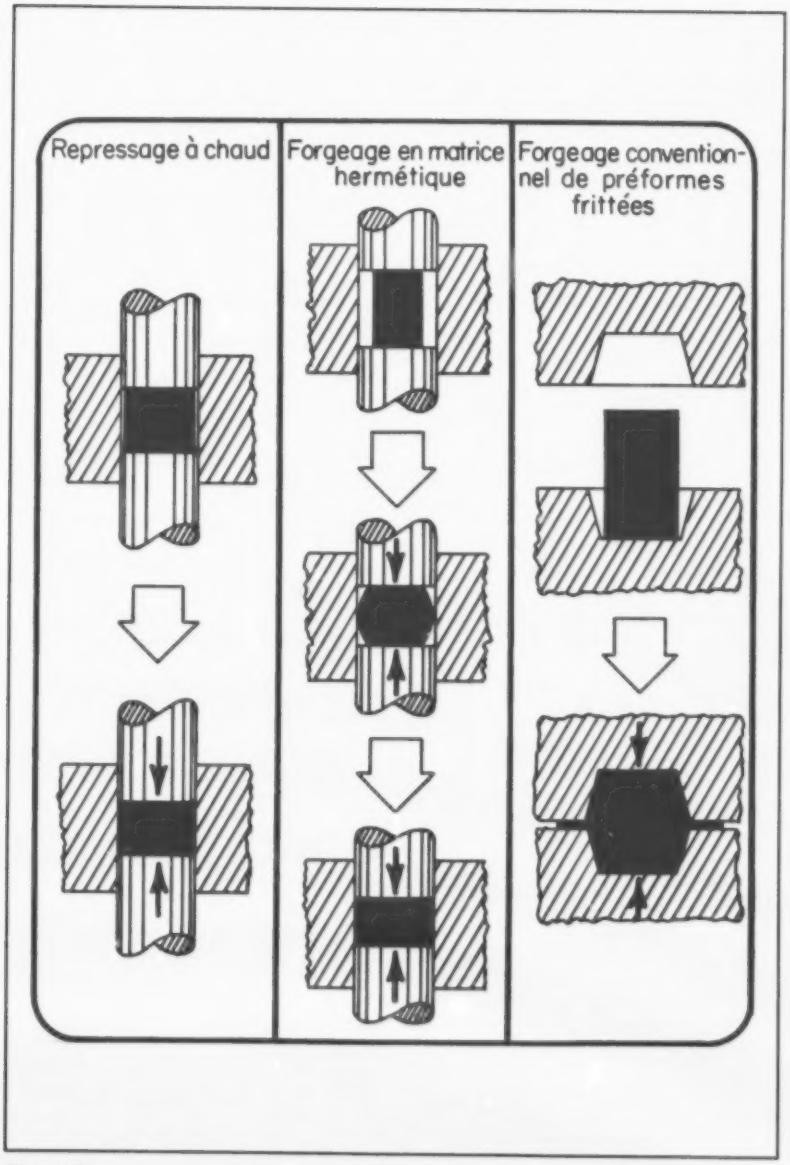


Figure 5:
Forgeage à chaud de préformes frittées.

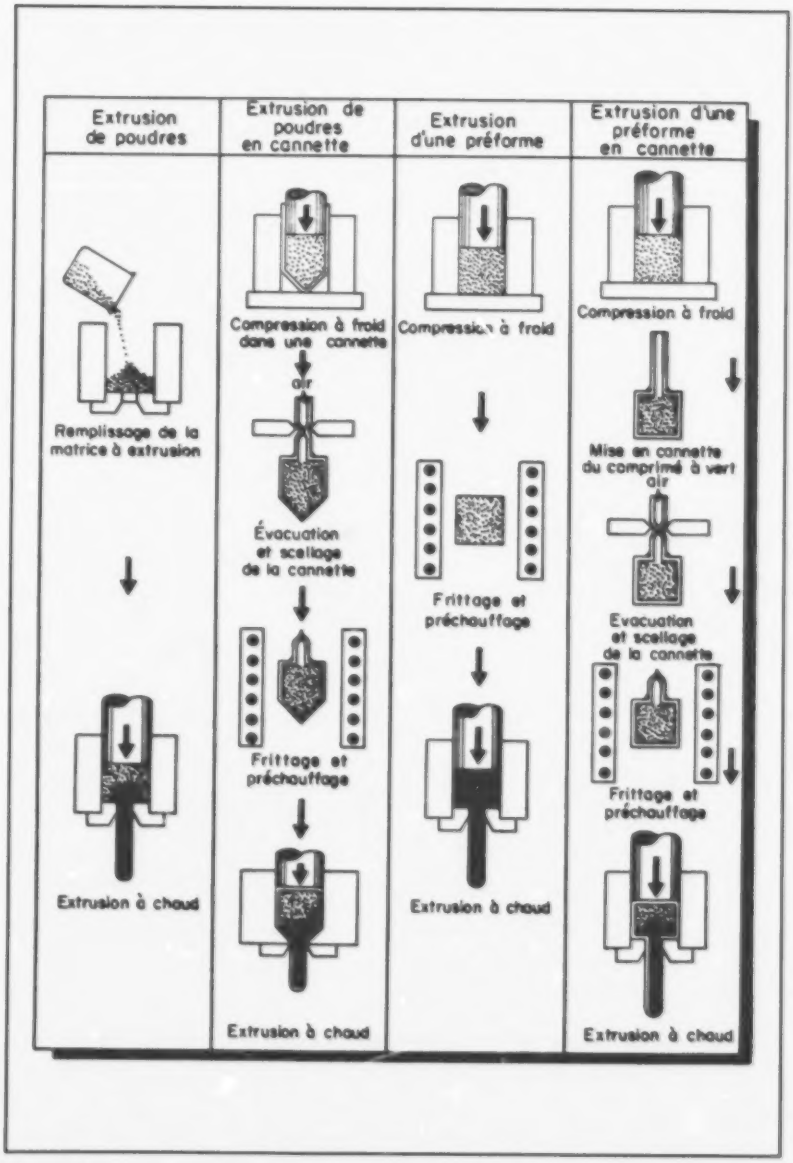


Figure 6:
Extrusion à chaud de poudres ou de préformes frittées.

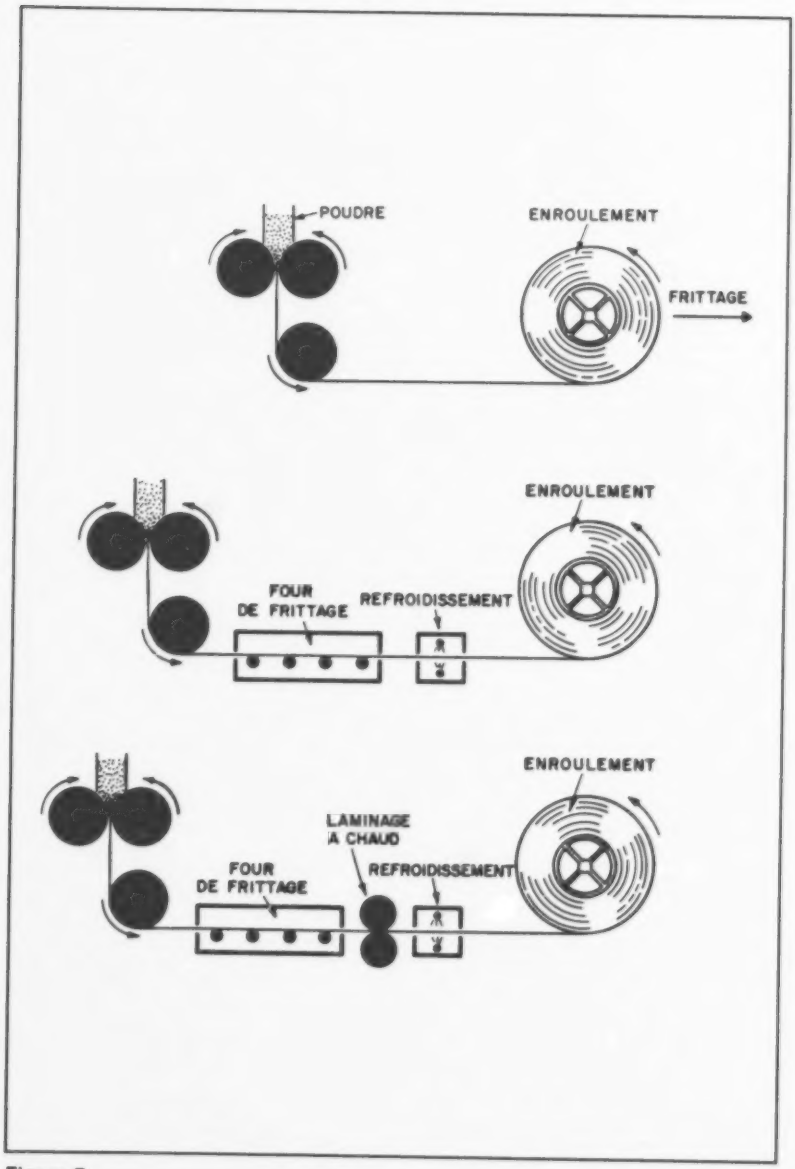


Figure 7:
Laminage de poudres.

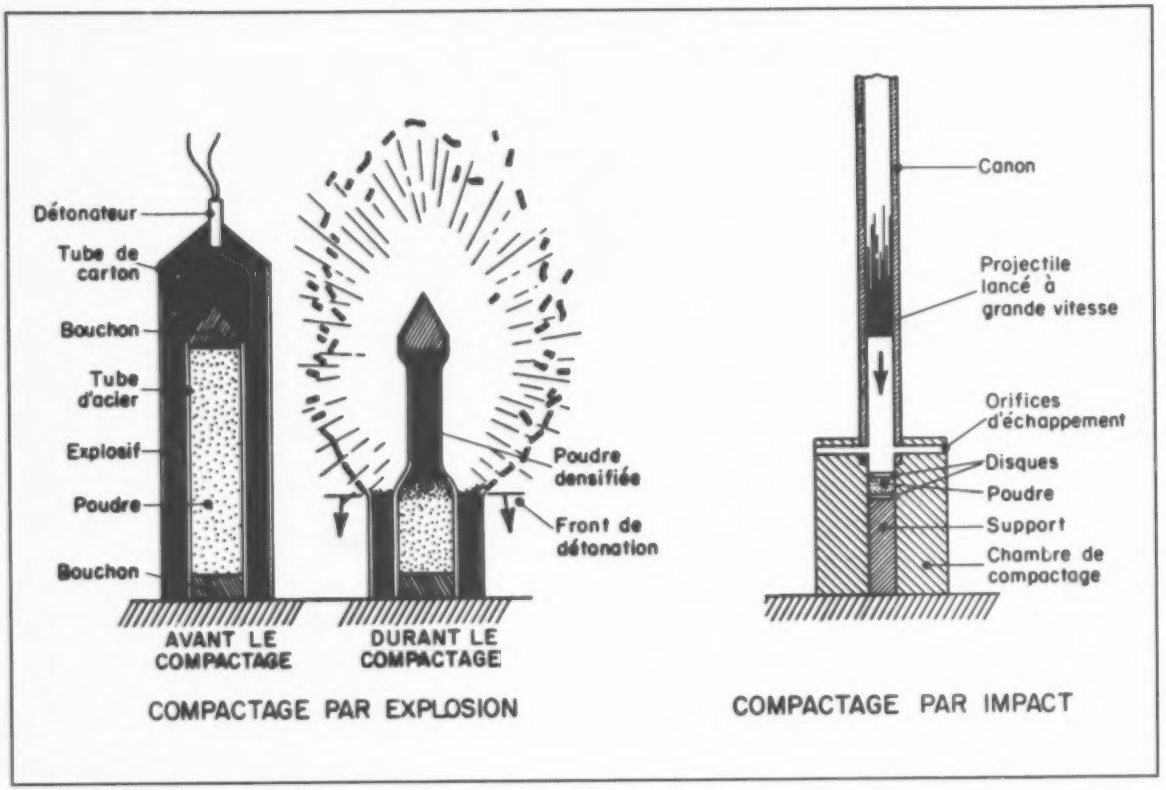


Figure 8:
Compactage dynamique de poudres.

Les poudres de départ doivent être soigneusement sélectionnées en fonction du produit qu'on veut obtenir. Ces poudres peuvent être élémentaires, alliées, composites ou à revêtement *(figure 9)* et leur forme et granulométrie peuvent varier considérablement selon le procédé de fabrication de la poudre. Les *figures 10* et *11* rassemblent les divers procédés de fabrication des poudres et indiquent quel type de poudre on peut obtenir par une méthode donnée. Les procédés physico-chimiques et l'atomisation dont quelques variantes sont illustrées aux *figures 12* à *14*, sont de loin les méthodes les plus utilisées. Notons aussi que la plupart des poudres alliées sont produites par atomisation, que les poudres à revêtement sont surtout fabriquées par les méthodes physico-chimiques, que les poudres composites sont obtenues principalement par des méthodes de granulation suivies de frittage ou fusion partielle et par formation mécanique d'alliages et que les poudres élémentaires peuvent être fabriquées par presque toutes les méthodes. Des micrographies typiques de quelques poudres sont illustrées aux *figures 15* à *19*.

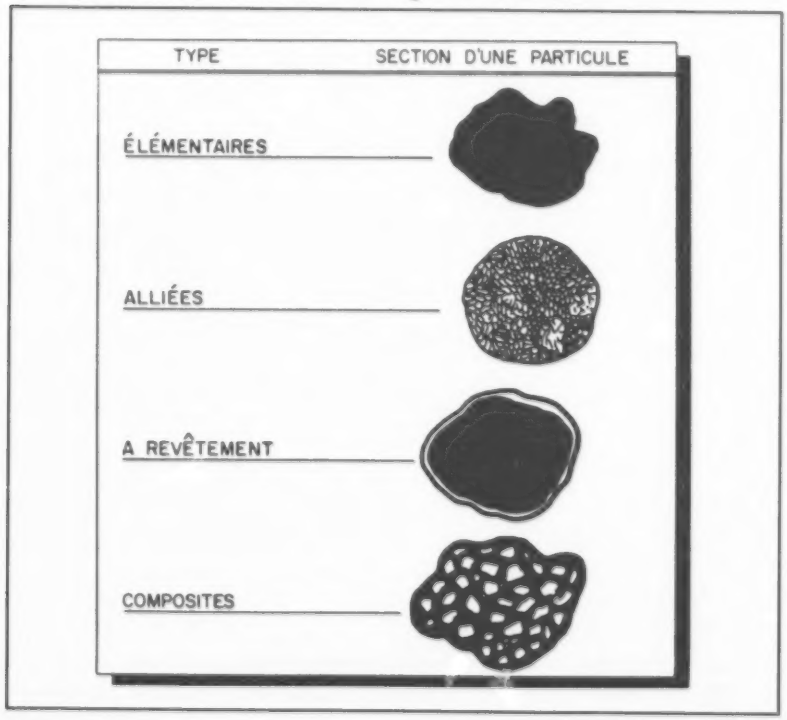


Figure 9:
Types de poudres.

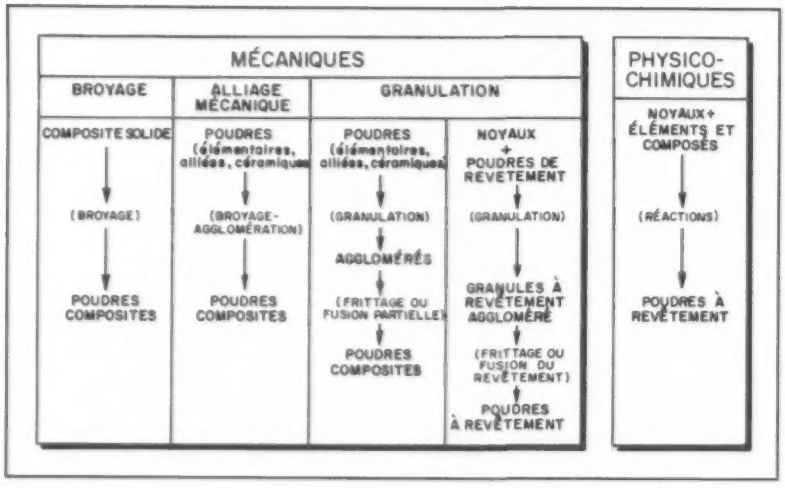


Figure 10:
Méthodes de fabrication des poudres composites et à revêtement.

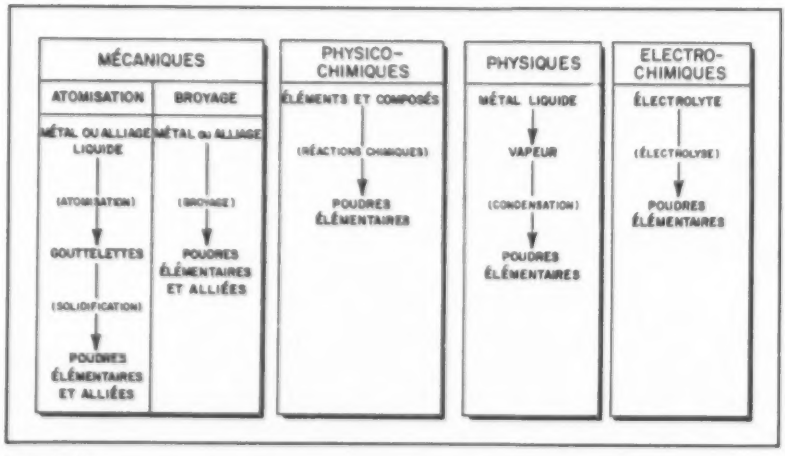


Figure 11:
Méthodes de fabrication des poudres élémentaires et alliées.

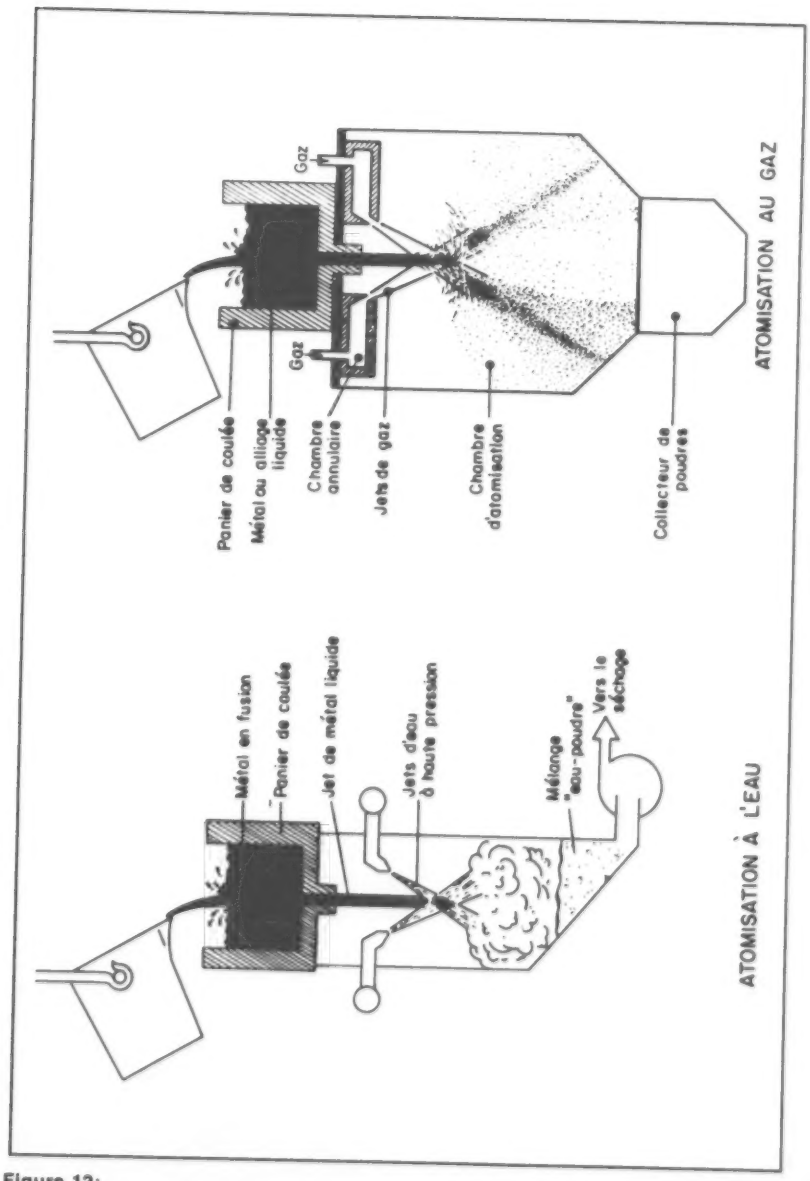


Figure 12:
Méthodes d'atomisation par action dynamique d'un fluide.

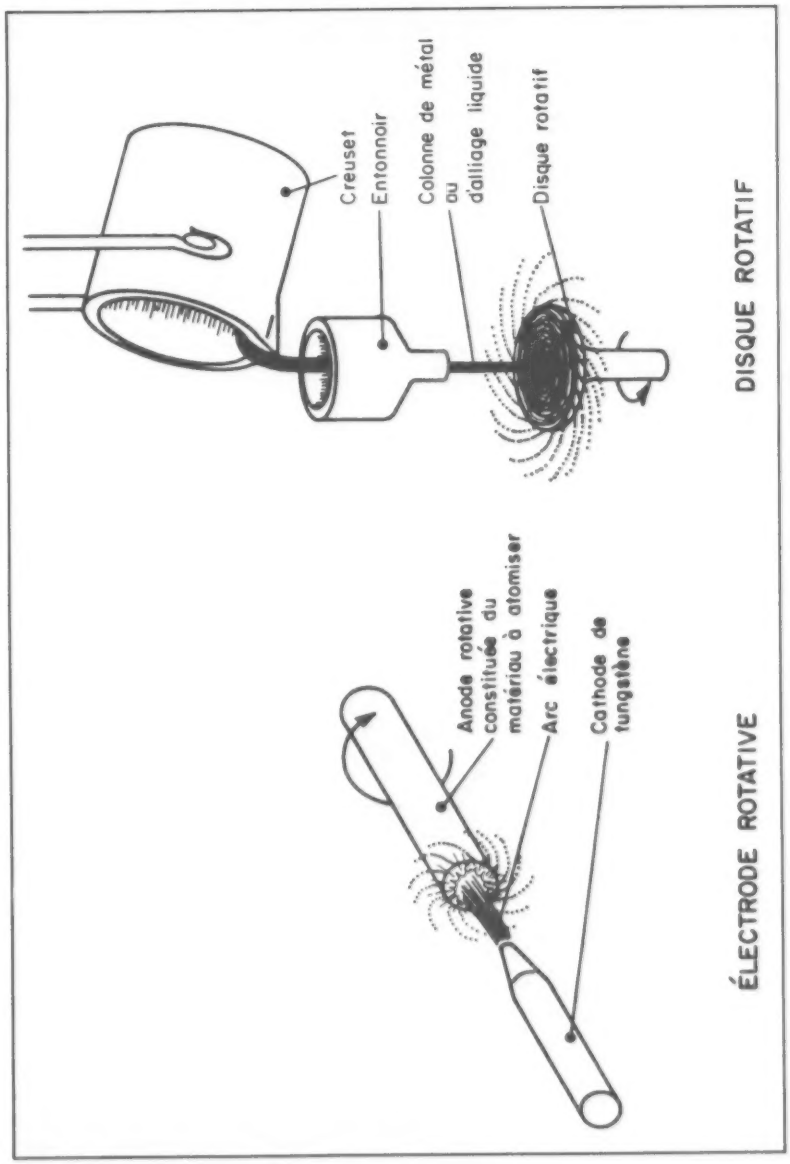


Figure 13:
Méthodes d'atomisation centrifuge.

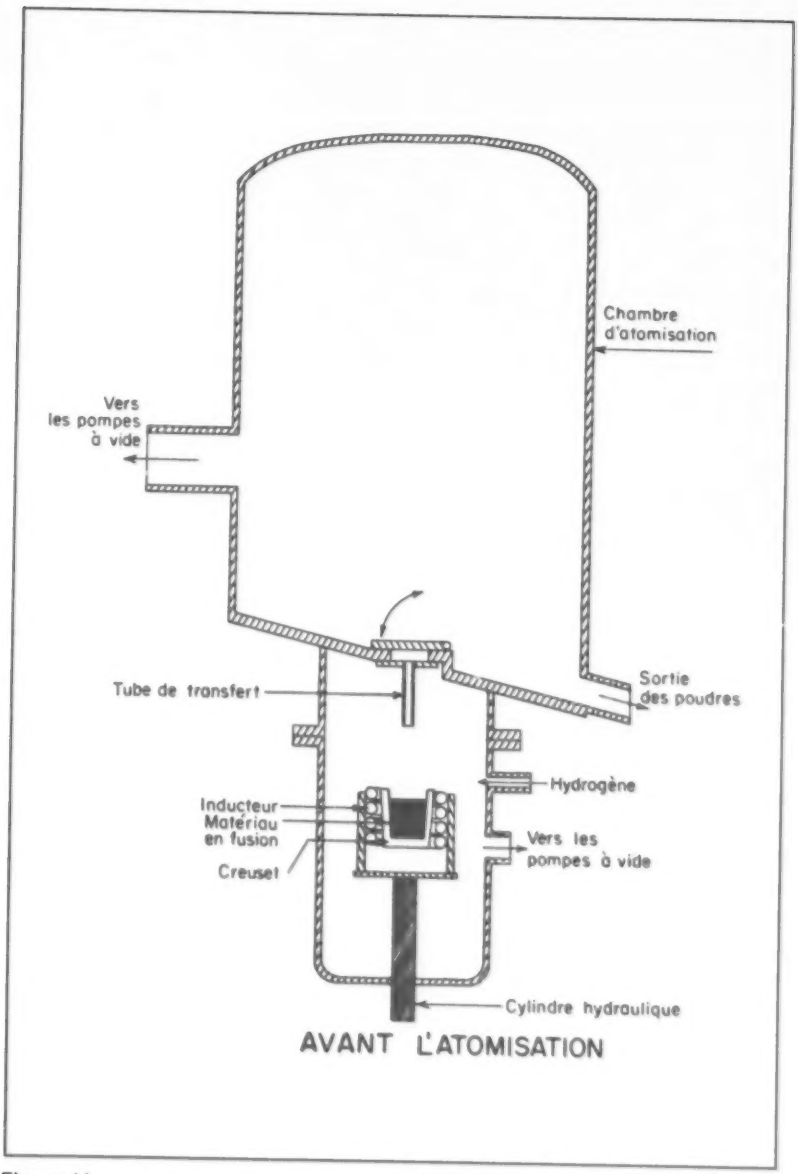


Figure 14:
Atomisation par dégazage d'hydrogène

(Suite à la page suivante)

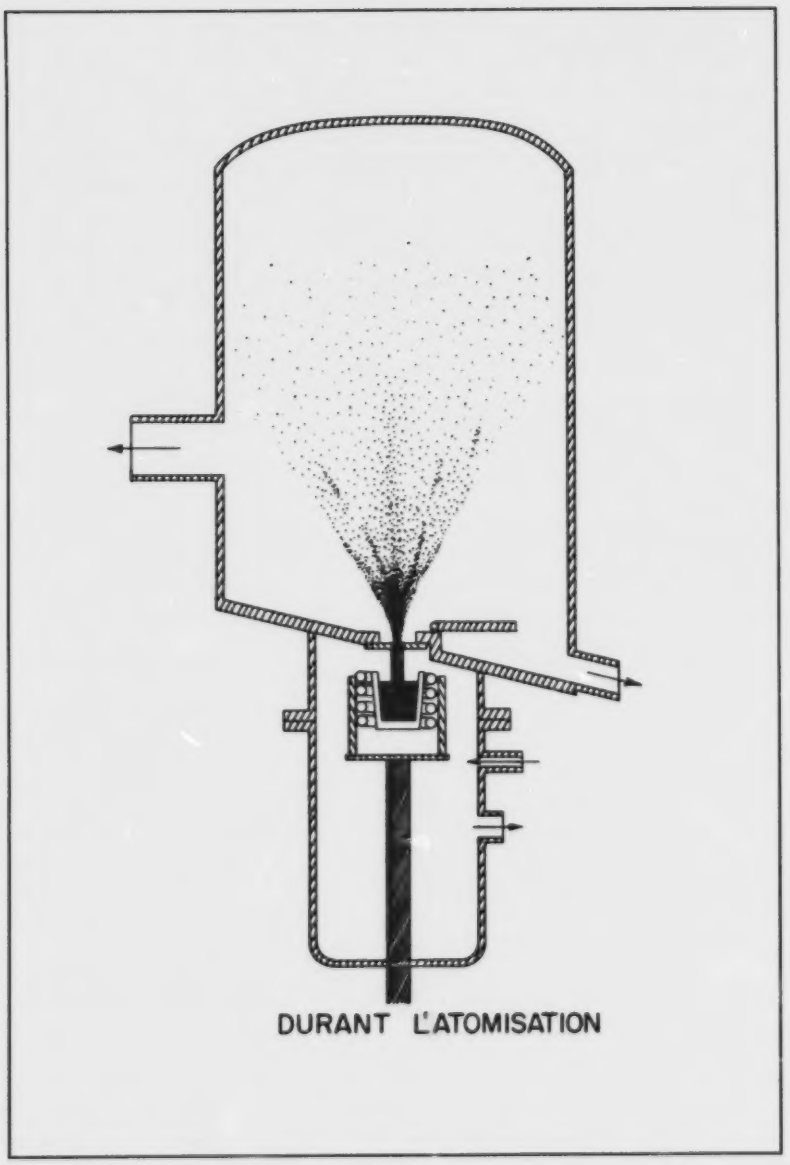


Figure 14:
Atomisation par dégazage d'hydrogène
(Suite de la page précédente)

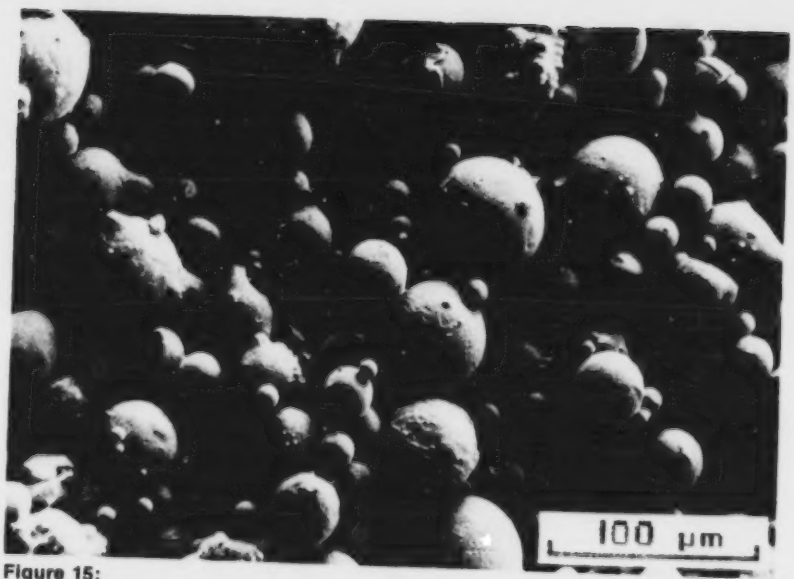


Figure 15:
Poudre d'Inconel 718 atomisée par dégazage d'hydrogène.

Figure 16:
Poudre d'acier SAE 1090 atomisée par électrode rotative.

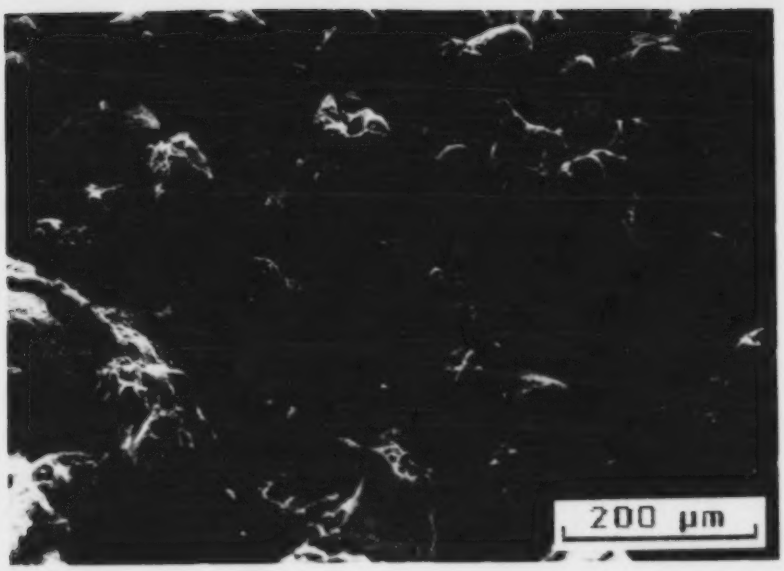


Figure 17:
Poudre d'acier rapide AISI M2 atomisée à l'eau.

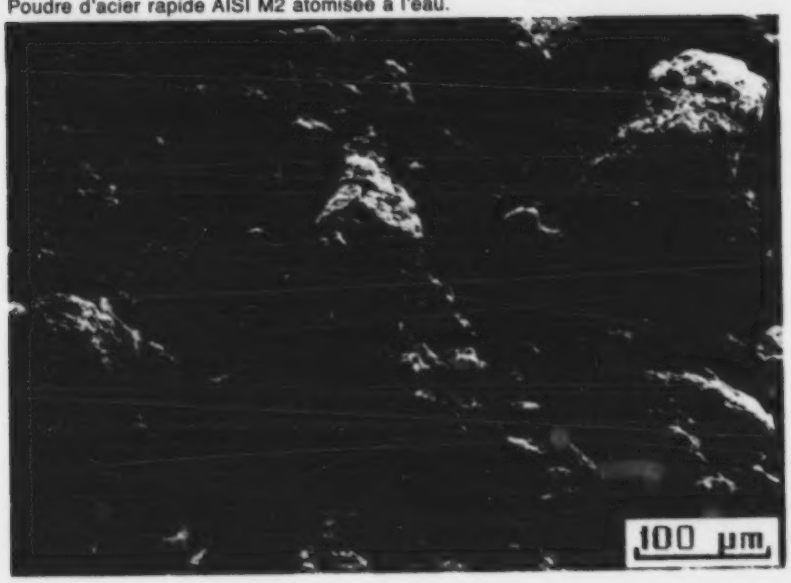


Figure 18:
Poudre de cuivre électrolytique.

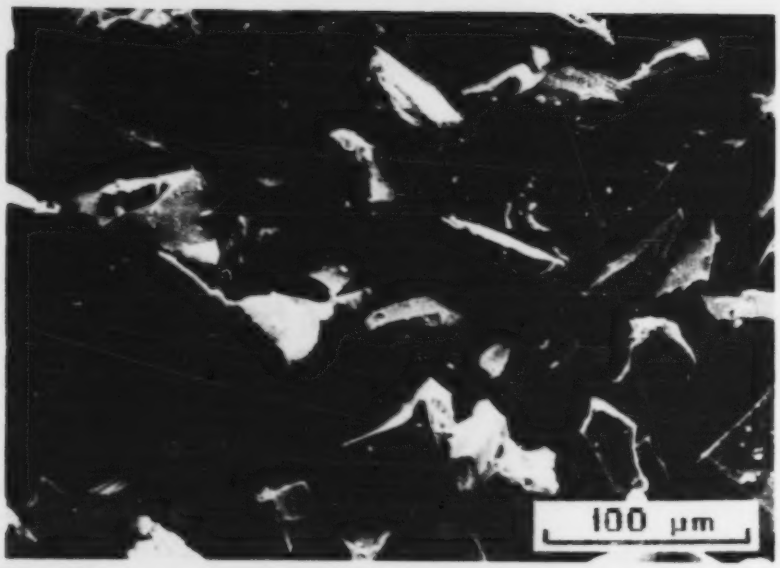


Figure 19:
Poudre de carbure de silicium fabriquée par broyage.

Si l'on considère la métallurgie des poudres comme méthode de développement ou de fabrication de nouveaux matériaux, ses principaux avantages sont les suivants :

- Fabrication d'alliages à faible ségrégation et à microstructures nouvelles.
- Fabrication de matériaux composites impossibles ou difficiles à produire par d'autres méthodes.
- Économie de matériaux et de temps d'usinage.

Nous verrons maintenant comment on peut tirer parti de ces avantages pour la fabrication de matériaux nouveaux. À cet effet, nous illustrerons la contribution de la métallurgie des poudres par divers exemples puisés dans divers secteurs de la science des matériaux.

3. La métallurgie des poudres et les nouveaux matériaux

3.1 Matériaux magnétiques

La métallurgie des poudres est employée depuis très longtemps pour la fabrication de matériaux magnétiques doux dans les applications en courant continu et pour la fabrication d'aimants permanents. Comme exemples de pièces typiques de matériaux magnétiques doux, on peut mentionner les pièces polaires et les armatures de moteurs ainsi que les noyaux de relais en fer, fer-silicium, fer-phosphore et fer-nickel. Pour ce qui est des aimants permanents, on en fabrique en Alnico et plus récemment, on a développé les aimants «cobalt-terre rare» qui sont produits par métallurgie des poudres parce que les particules de poudres alliées à partir desquelles on les fabrique doivent être orientées magnétiquement avant le pressage de la poudre et le frittage. Ces aimants "cobalt-terre rare» constituent un bon exemple de contribution de la métallurgie des poudres au développement des matériaux. Le procédé de fabrication de ces aimants est illustré à la *figure 20* pour ceux de type cobalt-samarium[1-2]. Dans ce cas, la poudre de départ est un mélange de deux poudres alliées très fines dont l'une a la même composition que le composé $SmCo_5$ et l'autre contient 40% Co et 60% Sm en poids. Ces poudres sont mélangées, alignées magnétiquement dans des capsules de plastique, pressées isostatiquement à froid puis frittées entre 1090 et 1150°C. Le produit final est un aimant permanent constitué principalement de $SmCo_5$ et contenant des inclusions de Sm_2O_3 et environ 10% de pores fermés. Des valeurs très élevées de H_c et de B_r d'environ respectivement 3000 kA/m et 1 T caractérisent ces aimants[3].

3.2 Matériaux électriques

La métallurgie des poudres est aussi utilisée pour la fabrication de nombreux matériaux destinés à des applications électriques. Parmi ceux-ci, on peut noter les contacts électriques de types Ag-W, Ag-WC, Ag-Mo, Ag-Ni, Ag-CdO, Ag-graphite et Cu-W, ainsi que les brosses métal-graphite. Toutefois, afin d'illustrer les possibilités de la métallurgie des poudres pour le développement de nouveaux matériaux, nous ne décrirons ici qu'un exemple de développement récent, soit la fabrication de supraconducteurs multifilamentaires de type Nb_3Sn[4]. Ce procédé est illustré à la *figure 21.* La poudre de départ est une poudre de niobium de 35 à 60 microns de diamètre. Cette poudre est d'abord placée dans un moule flexible puis soumise à un pressage isostatique à froid. Le comprimé à vert obtenu est ensuite fritté sous vide à 2250°C ce qui donne un comprimé poreux qui

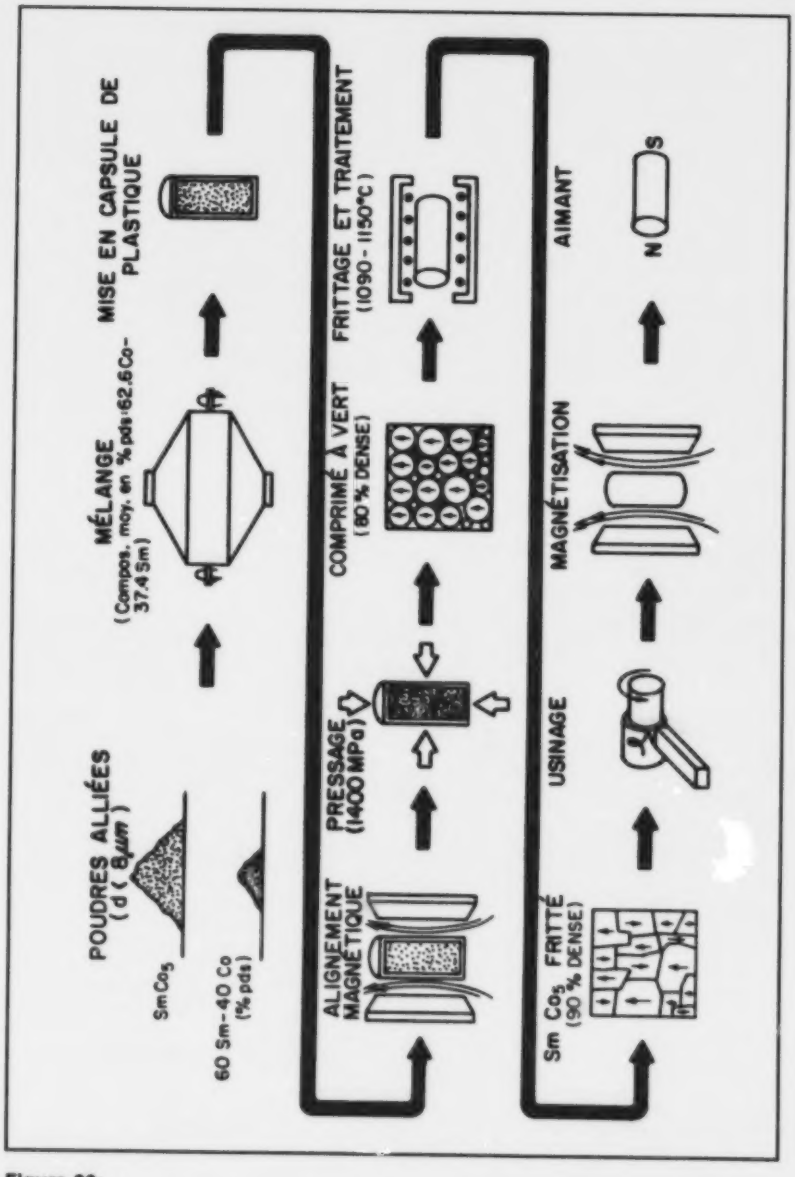


Figure 20:
Fabrication d'aimants permanents de type Co-Sm par métallurgie des poudres.

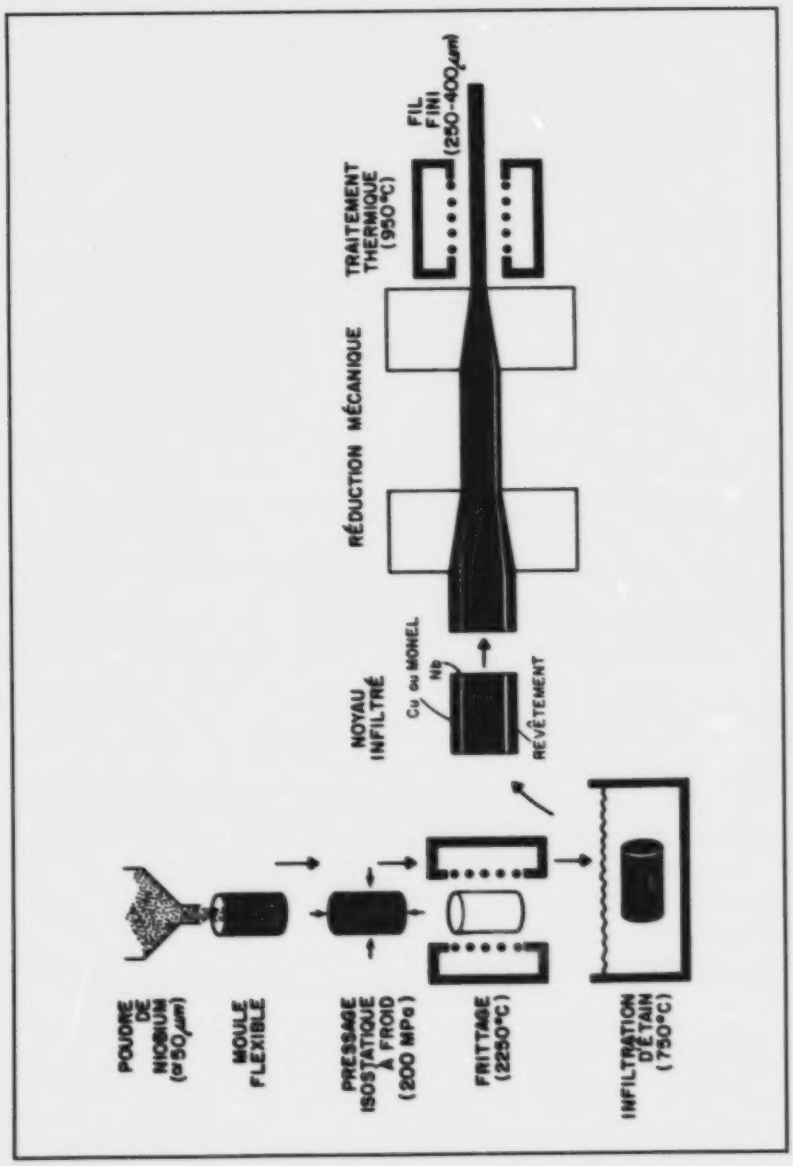


Figure 21:
Fabrication de supraconducteurs multifilamentaires par métallurgie des poudres.

est par la suite infiltré d'étain. La pièce résultante est alors recouverte d'une gaine de niobium afin de prévenir la perte d'étain et les réactions indésirables puis d'une seconde gaine extérieure en monel ou en cuivre pour faciliter le tréfilage subséquent. Le tréfilage permet d'obtenir un fil de 250 à 400 microns de diamètre. Le fil subit ensuite un traitement thermique de 120s à 950°C ce qui produit une réaction entre l'étain et la matrice de niobium pour former des filaments supraconducteurs de Nb_3Sn de 1 à 2 microns de diamètre à l'intérieur d'une matrice de niobium *(Figure 22)*. Ce procédé peut aussi être utilisé pour la fabrication de supraconducteurs de types Nb_3Al, $Nb_3Al,Si)$ et $Nb_3(Al,Ga)$.

3.3 Composites

De nombreux matériaux composites (à fibres, cermets, laminés ou autres) peuvent être fabriqués par la métallurgie des poudres. En effet, la métallurgie des poudres permet de fabriquer facilement des pièces contenant des matériaux de différente nature (ex. : métal et céramique) en des proportions et des distributions très variées tout en limitant les intéractions dommageables entre ces matériaux. Comme exemple d'un nouveau composite que seul la métallurgie des poudres permet de produire, nous pouvons citer un matériau résistant à l'usure développé conjointement par l'Université Laval (Ste-Foy, Québec, Canada) et l'Institut de génie des matériaux (CNRC, Boucherville, Québec, Canada)[5]. Ce matériau est illustré à la *figure 23* et consiste en une dispersion de particules sphériques de cermet WC-Co dans une matrice d'acier infiltrée avec un alliage de cuivre. Le procédé de fabrication du matériau est illustré à la *figure 24*. Les étapes de ce procédé incluent le mélange des particules de WC-Co avec des poudres de fer et de graphite, la mise en forme d'un comprimé à vert par compactage uni-axe à froid, le frittage à l'état solide et finalement l'infiltration qui permet d'obtenir une pièce sans porosité et très résistante à l'abrasion. On peut voir la microstructure de ce composite à la *figure 25*. D'autres variantes de ce matériau peuvent être produites en utilisant des matrices d'acier différentes et d'autres procédés de la métallurgie des poudres comme, par exemple, le pressage isostatique à chaud. Quant aux particules de WC-Co, elles ont dans ce cas été fabriquées par agglomération d'un mélange de poudres de WC et de Co suivi d'un frittage.

Un autre exemple de composite que la métallurgie des poudres permet de fabriquer de façon facile et économique est le composite laminé illustré à la *figure 26* produit par la compagnie Imperial Clevite Inc., U.S.A., et qui sert à la fabrication de coussinets[6]. Ce composite est obtenu selon le procédé de fabrication illustré à la *figure 27*. Notons que de façon générale, le laminage de poudres est une méthode très versatile qui permet de fabriquer plusieurs types de composites.

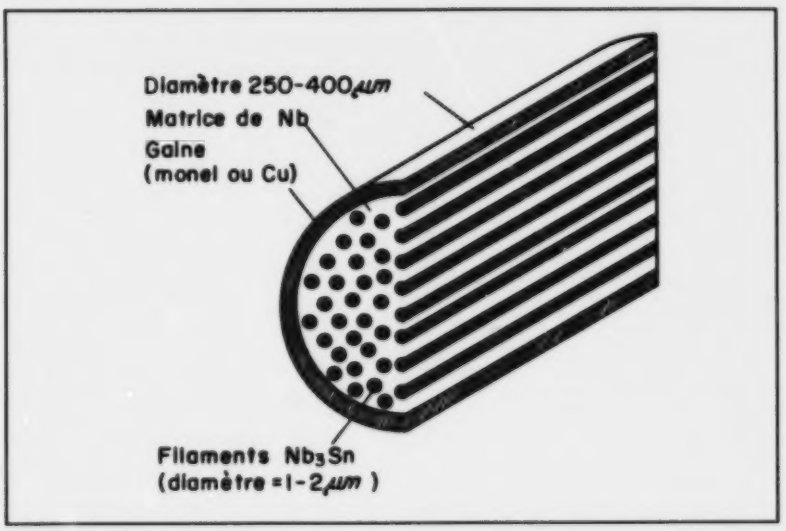


Figure 22:
Coupe d'un fil supraconducteur multifilamentaire à base de Nb_3Sn fabriqué par métallurgie des poudres.

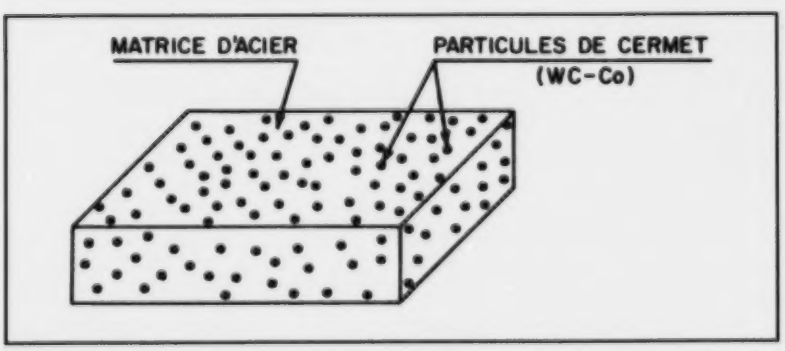


Figure 23:
Matériau composite résistant à l'usure (matrice d'acier et particules de WC-Co) fabriqué par métallurgie des poudres.

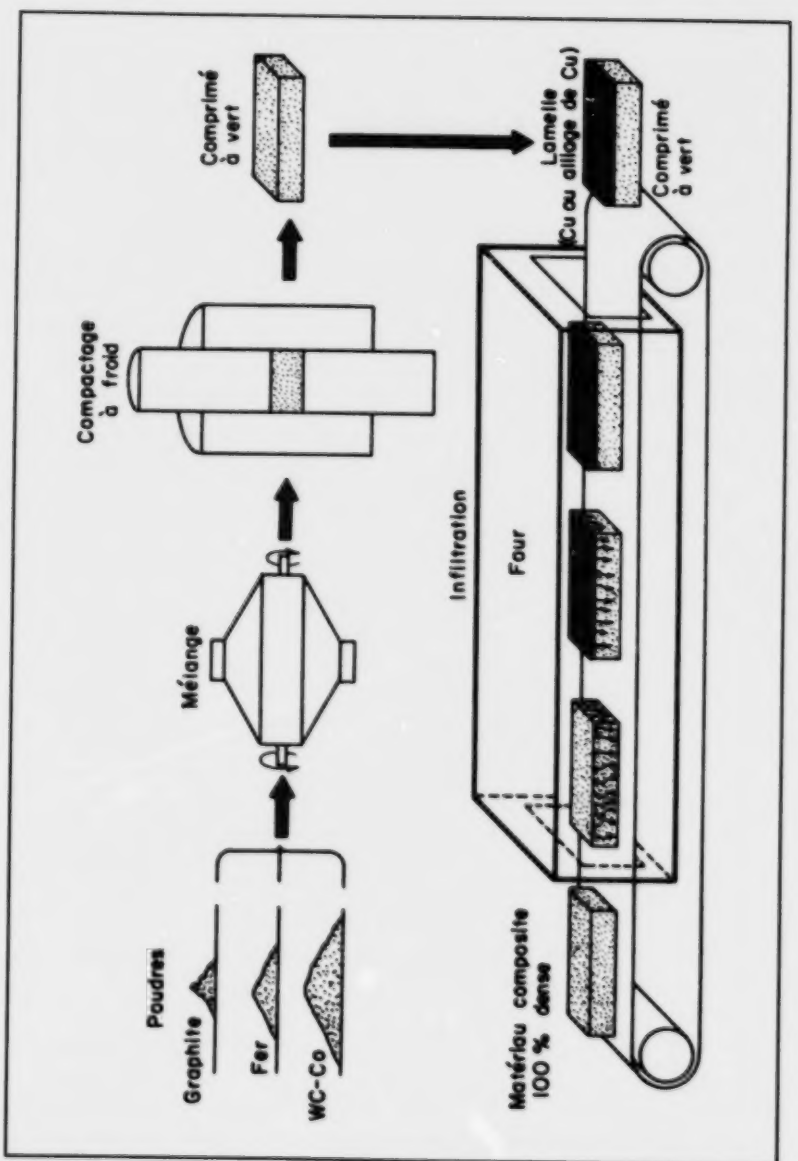


Figure 24:
Méthode de fabrication du matériau composite illustré à la figure 23.

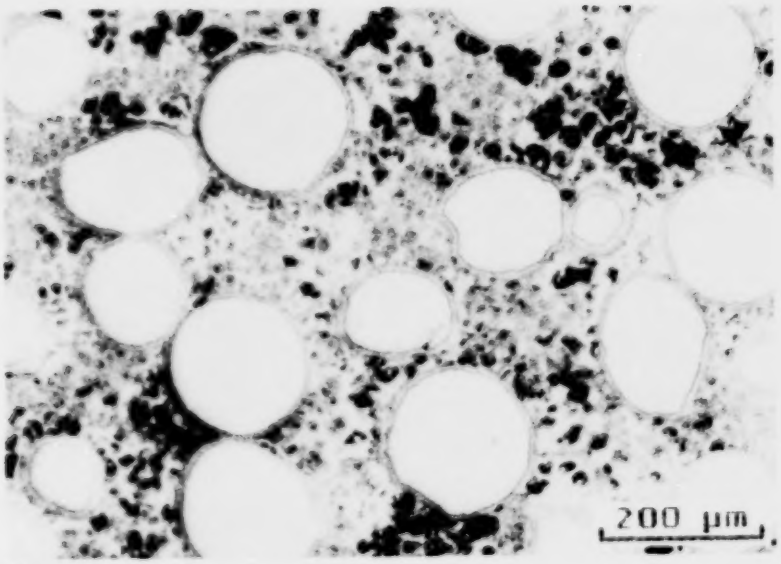


Figure 25:
Microstructure du matériau composite illustré la figure 23.

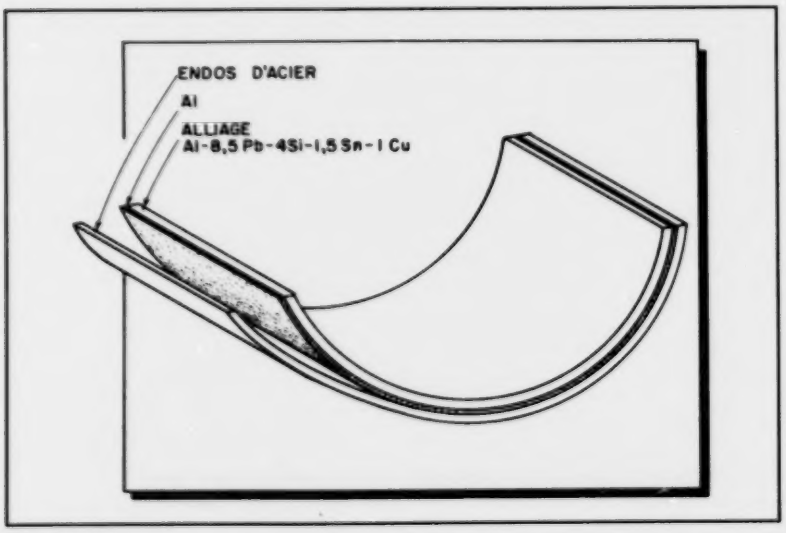


Figure 26:
Coupe d'un feuillard stratifié produit par laminage de poudres.

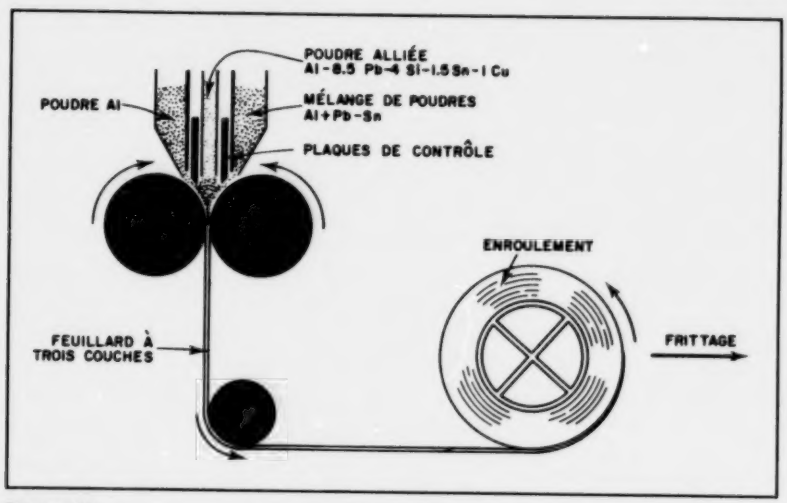


Figure 27:
Méthode de fabrication du feuillard illustré à la figure 26.

On peut aussi utiliser la métallurgie des poudres pour fabriquer des composites à matrice métallique renforcés par des particules ou des fibres courtes. Dans ce cas, c'est la densification à chaud (pressage uniaxe, pressage isostatique, etc...) qui est utilisée. Cette méthode a récemment été employée pour fabriquer des composites à matrice d'aluminium avec un renforcement de fibres de graphite, d'alumine, de carbure de bore et de carbure de silicium[7]. Elle est illustrée à la *figure 28* pour le cas d'un alliage d'aluminium renforcé avec des fibres de SiC.

3.4 Matériaux renforcés par dispersion

La métallurgie des poudres permet de fabriquer plusieurs types d'alliages renforcés par dispersion. La méthode utilisée est le broyage à sec d'un mélange constitué d'une poudre alliée et d'une poudre céramique (oxyde, carbure, etc...). Lors du procédé qu'on appelle «formation mécanique d'alliages» ou qu'on peut appeler «broyage-agglomération» *(figure 29)*, les poudres métalliques et céramiques s'agglomèrent pour former des poudres composites constituées d'une dispersion de fines particules céramiques enrobées par l'alliage de départ. Par densification à chaud de ces poudres, on obtient finalement des pièces finies dont les propriétés mécaniques sont considérablement améliorées. On a ainsi obtenu, par exemple, des alliages à matrice d'aluminium avec des particules dispersées de l'ordre de 10 nm[8].

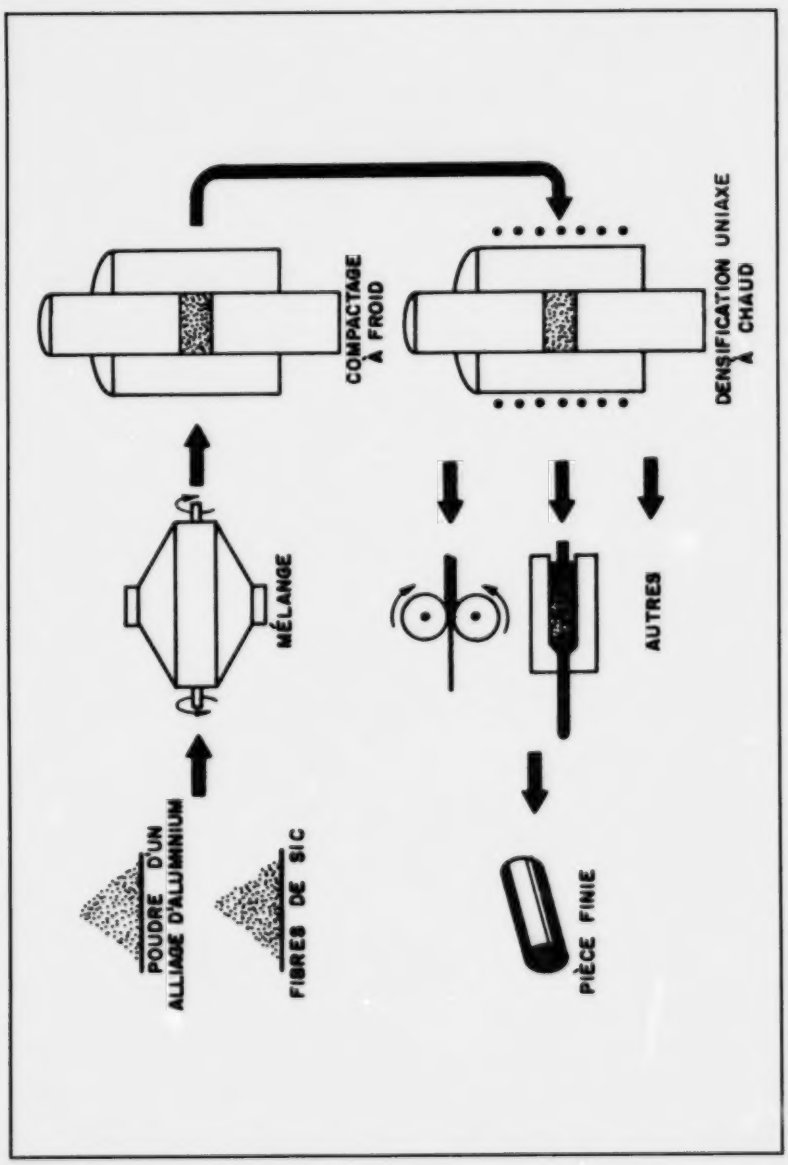


Figure 28:
Fabrication d'un composite «alliage d'aluminium-fibres de SiC» par métallurgie des poudres.

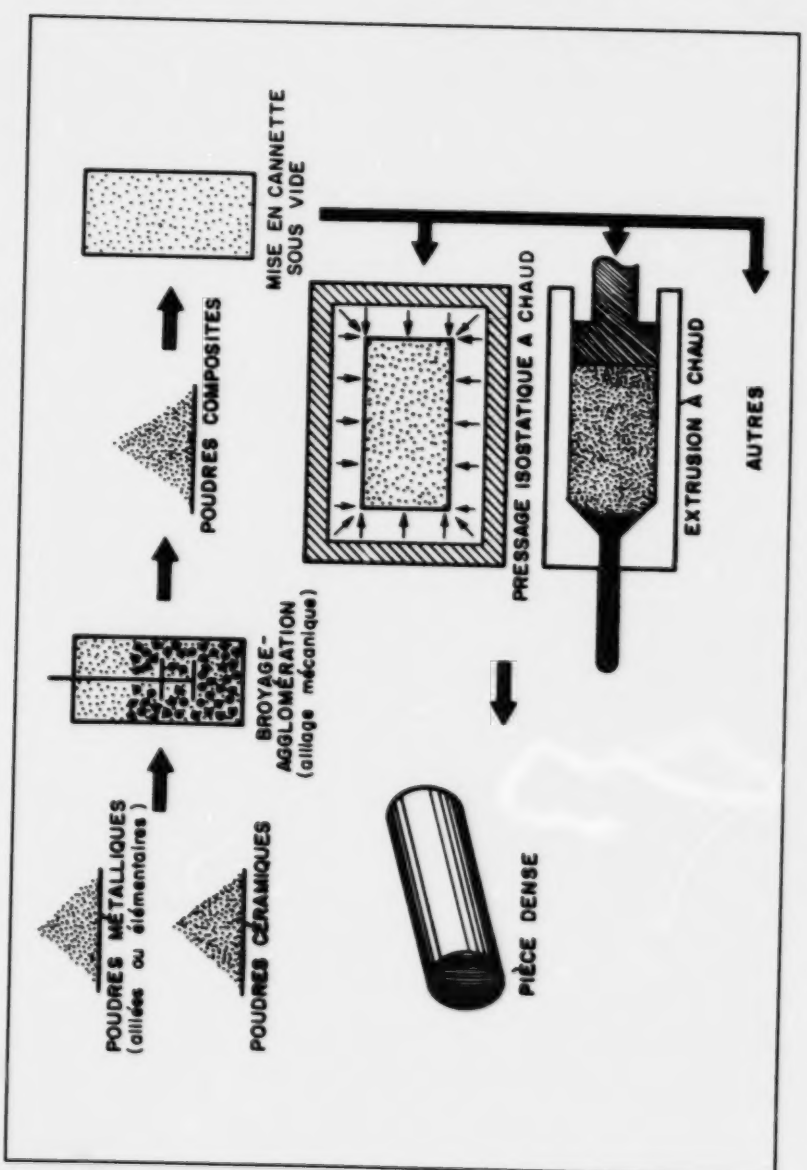


Figure 29:
Fabrication d'un alliage renforcé par dispersion à partir de poudres.

3.5 Solidification rapide

Actuellement, l'un des axes de développement majeur de la métallurgie et en particulier de la métallurgie des poudres est la solidification rapide qui permet d'obtenir de nombreux alliages sous forme microcristalline ou amorphe. Ces alliages à faible ségrégation sont obtenus par solidification rapide de l'alliage liquide sous forme de rubans minces, de filaments, de particules ou de poudres. La métallurgie des poudres a un rôle important à jouer dans ce domaine et de nombreux chercheurs orientent leurs recherches dans cette direction.

Les développements récents de la métallurgie des poudres en solidification rapide ont surtout porté sur les alliages microcristallins et en particulier sur les superalliages. On peut citer les travaux entrepris à la compagnie Pratt & Whitney, U.S.A., sur la fabrication de poudres de superalliages par atomisation centrifuge par disque rotatif et refroidissement par convection forcée à l'hélium. Le procédé est illustré à la *figure 30.* Il permet de produire des poudres microcristallines à faible ségrégation à des taux de refroidissement de l'ordre de 10^5 ^{0}K/s[9-10]. La fabrication de pièces massives à partir de ces poudres peut se faire par pressage isostatique à chaud *(figure 4)* ou d'autres méthodes de densification à chaud. Les pièces finies ont des propriétés mécaniques accrues et plus reproductibles par rapport aux pièces conventionnelles et peuvent être utilisées à des températures plus élevées. Elles sont aussi caractérisées par une meilleure usinabilité et une meilleure forgeabilité.

Des poudres amorphes sont aussi fabriquées par broyage de rubans, filaments ou particules préalablement produits par «solidification sur tambour rotatif» ou d'autres méthodes apparentées. La densification de ces poudres en des pièces finies qui conservent la nature amorphe des poudres de départ pose toutefois un problème majeur puisque les poudres amorphes cristallisent à des températures très inférieures aux températures utilisées pour la densification à chaud. Le compactage dynamique (par impact ou explosion; voir *figure 8)* pourrait devenir une méthode intéressante de densification pour les poudres amorphes, mais il reste plusieurs problèmes à résoudre pour rendre ce procédé commercial. Le procédé fait actuellement l'objet de recherches intensives par plusieurs chercheurs. Notons que le pressage à froid à des pressions très élevées pourrait aussi être utilisé pour la densification des poudres solidifiées rapidement. Il a fait l'objet de recherches récentes pour la densification de poudres[11].

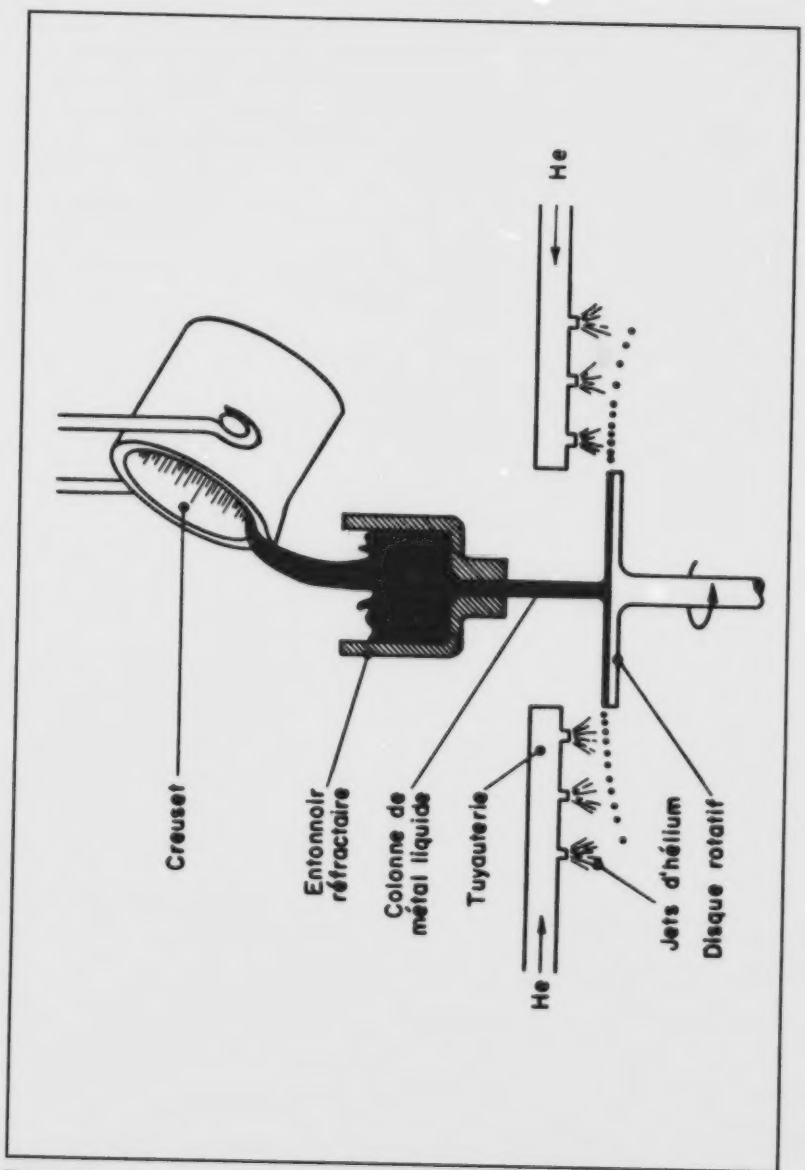


Figure 30:
Atomisation centrifuge de poudres avec solidification rapide (méthode de Pratt & Whitney).

3.6 Biomatériaux

Plusieurs implants orthopédiques modernes sont maintenant fabriqués par métallurgie des poudres plutôt que par coulage. Un exemple typique de cette application de la métallurgie des poudres est la queue fémorale d'une prothèse de la hanche *(figure 31)*. Cette pièce est en général fabriquée à partir de poudres alliées Co-Cr-Mo (ASTM F 799) par pressage isostatique à chaud *(figure 4)*. Dans ce cas, la métallurgie des poudres permet d'obtenir une pièce dont les propriétés mécaniques statiques (résistance à la traction, limite d'élasticité, élongation) sont presque deux fois supérieures à celles des pièces obtenues par coulage, et dont la limite d'endurance à la fatigue est pratiquement trois fois supérieure[12]. La résistance à la corrosion demeure la même que celle des pièces produites par coulage. De plus, on doit noter que le pressage isostatique à chaud permet d'obtenir une pièce dont les dimensions sont finales ou pratiquement finales, ce qui élimine ou réduit considérablement les pertes de matériau et le temps d'usinage.

Étant donné les propriétés accrues des implants fabriqués par métallurgie des poudres pour une application où la durée de la pièce est primordiale, on ne doit pas se surprendre que ce procédé soit de plus en plus utilisé dans le domaine des biomatériaux. Les propriétés améliorées des implants fabriqués par métallurgie des poudres sont dues à une taille de grains très petite et une ségrégation réduite.

On utilise aussi la métallurgie des poudres pour la fabrication d'implants dont le coeur est complètement dense mais dont la surface est couverte d'un revêtement à porosité contrôlée *(Figure 32)*. Le revêtement poreux à la surface de ces implants permet aux tissus organiques du corps de pénétrer la surface de l'implant et d'établir avec ce dernier un lien d'interface résistant et durable. De plus, les ciments adhèrent mieux à ce revêtement poreux qu'à une surface lisse.

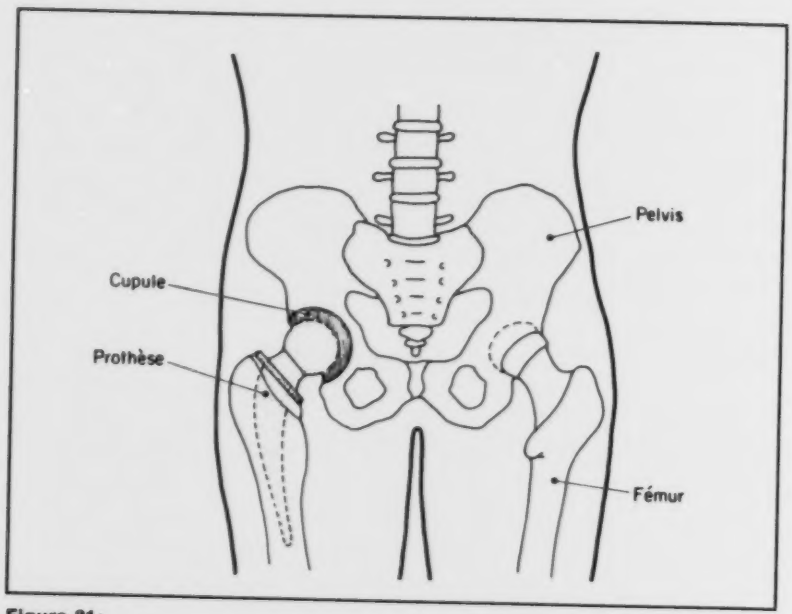


Figure 31:
Prothèse de la hanche.

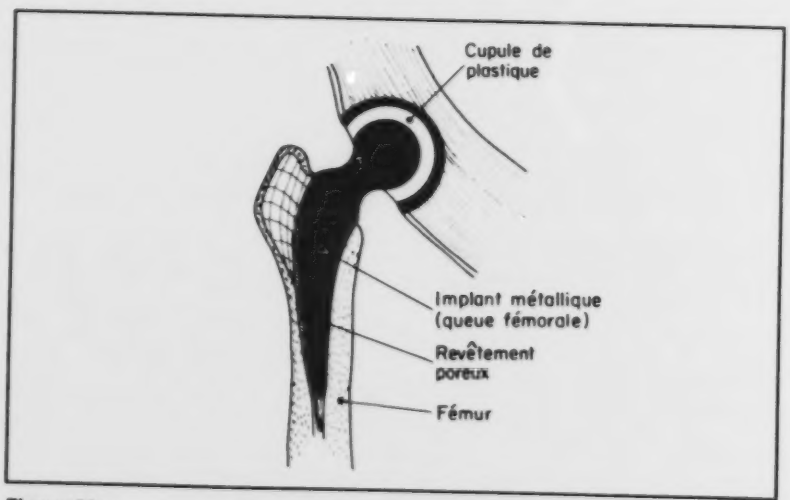


Figure 32:
Prothèse de la hanche avec revêtement poreux.

4. Conclusions

Nous avons brossé un tableau assez rapide des possibilités de la métallurgie des poudres pour le développement des nouveaux matériaux. Nous aimerions toutefois mentionner que ce tableau est limitatif et que de nombreux autres exemples auraient pu être cités.

Comme on a pu le voir, les procédés de la métallurgie des poudres sont très nombreux et leurs combinaisons ainsi que l'utilisation de divers types de poudres de départ permettent de produire plusieurs matériaux impossibles ou très difficiles à obtenir par d'autres procédés métallurgiques.

De nombreuses voies d'avenir s'ouvrent dans ce domaine. Parmi celles-ci, c'est la fabrication de poudres solidifiées rapidement et de matériaux denses à partir de ces poudres qui nous apparaît actuellement comme l'une des voies les plus prometteuses et justifiant des efforts de recherche importants.

Références

1. D.K. Das, IEEE Trans Mag., vol. MAG5, (1969), p. 214.
2. M.G. Benz et D.L. Martin, Appl. Phys. Letters, vol. 17, (1970), p. 176.
3. F.V. Lenel, Powder Metallurgy. Principles and Applications, MPIF, Princeton, (1980), p. 544.
4. M.R. Pickus et J.L. Wang, dans Mod. Dev. in Powder Metallurgy, vol. 11, édité par H.H. Hausner et P.V. Tautenblat, Princeton, (1977), p. 315.
5. R. Angers, B. Champagne, M. Fiset et P. Chollet, dans Prog. in Powder Metallurgy, vol. 38, édité par J.G. Bewley et S.W. McGee, Princeton, (1982), p. 159.
6. M.R. Dustoor, Metal Powder Report, vol. 37, (1982), p. 92.
7. A.P. Divecha, S.G. Fishman et S.D. Karmakar, J. of Metals, vol. 33, (1981), p. 12.
8. R.F. Singer, W.C. Oliver et W.D. Nix, Met. Trans., vol. 11A, (1980), p. 1895.
9. M.R. Glickstein, R.J. Patterson II et N.E. Shockey, dans Rapid Solidification Processing, édité par R. Mehrabian, B.H. Kear et M. Cohen, Baton Rouge, (1978), p. 46.
10. P.R. Holiday, A.R. Cox et R.J. Patterson II, Ibid., p. 246.
11. E.Y. Gutmanas, Powder Met. Intern., vol. 15, (1983), p. 129.
12. P.J. Andersen, dans Metals Handbook, ASM, vol. 7,, (1984), p. 657.

CHAPTER 7

Amorphous Metals: Properties and Applications

J.O. Strom-Olsen

McGill University
Ernest Rutherford Physics Building
3600 University Street
Montreal, Quebec
Canada H3A 2T8

1. Introduction

Amorphous metals are a recent discovery. Nonetheless they have been the subject of an immense amount of research – both academic and industrial – and this interest shows no sign of flagging. It is impossible, therefore, in a short survey to give more than a flavor of the subject. What I have therefore elected to do is to review different aspects of amorphous metals, beginning with their history, trying in general to keep the focus on properties which have potential for technological application. Some of this potential is currently being realized, which I include in a separate section headed "applications".

2. History

In the context of solids, "amorphous" means lacking any kind of long range atomic order. Until recently it was thought sufficient to say "long range periodic order," since the only known alternative to amorphous solids was crystalline solids. However the discovery of an icosahedral form of Al_4Mn, which shows orientational order but not translational order, has forced us to be more careful.

So far as can be determined, amorphous metals were first knowwingly produced in the early 30's by Kramer,[1] who evaporated tin on to a substrate at 4K. The quantities produced, of course, were minute, so the achievement remained an academic curiosity. A big step-up came in 1960 when Duwez[2] accidentally discovered that some alloys could be made amorphous by rapid quenching of the liquid (he was actually seeking to enlarge the range of solubility of crystalline alloys). The amounts produced were still small (1-2 g) and Duwez himself considered his discovery to be mainly of laboratory interest. However it soon became apparent that some amorphous alloys had a real potential for commercial application and by the mid seventies several companies, most notably Allied Chemical (now Allied Signal), had developed the ability to manufacture the alloys on a relatively large scale. Nowadays amorphous metals are available commercially in (in principle) kiloton quantities.

Amorphous metals fall conveniently into two types: purely metallic systems, such as Zr-Ni or La-Al and mixtures of metals with metalloids such as Fe-B or Fe-Ni-Si-C. In nearly all cases at least one of the metal atoms comes from the transition series, though there are a very few counter-examples such as Mg-Zn.

3. Manufacture

Commercial manufacturing is generally done at present by some adaptation of the so-called "melt-spinning" technique. Molten metal is directed by one means or another on to a rapidly moving metal surface (usually made from copper or steel and often in the form of a wheel or roller). The liquid alloy makes a strong physical bond with the metal surface and is consequently pulled out into a thin ribbon by the rapid motion. The close contact between ribbon and wheel combined with the thinness of the ribbon (~30-50μ) guarantees an extremely rapid quenching rate – up to about 10^6C sec^{-1}. At this kind of cooling rate many eutectic mixtures – if the eutectic is deep enough – form glasses; i.e. they are cooled too fast for the crystal phase to nucleate and they remain in a liquid-like configuration.

Manufacture by rapid quenching inevitably makes thin ribbons or fine powders, leaving some kind of compaction problem for many applications. A way around this difficulty may lie in a new method of amorphization discovered in 1983 by Johnson and his group at Caltech[3]. These workers found that it was possible to form an amorphous alloy in some cases directly from the crystalline pure components. By laying down the two components in alternate layers and then heating the resulting composite (typically to about 100°C), they found that one component diffused into the other and produced an amorphous solid. Of course this doesn't work for everything. One must, for example, have that the atoms of one solid diffuse very rapidly through the other, otherwise the reaction cannot proceed. (A typical alloy is Zr-Ni where the Ni diffuses into the Zr). The promise of the method lies with the fact that it is possible to make the reaction proceed via strain rather than temperature – so that amorphous samples can be essentially manufactured into bulk shapes at room temperature.

A note on terminology: alloys prepared from quenching the liquid are usually called metallic glasses; those made by other techniques are known under the more general title of amorphous metals. However this distinction is frequently ignored and there is no real evidence for any major differences between the two in types of alloys.

4. Structure

As stated at the beginning, amorphous metals have no long range structure and resemble a frozen liquid. This is most easily shown by their X-ray diffraction pattern – shown schematically in *figure 1.* There are no sharp lines corresponding to reflection by crystal planes but merely one rather strong broad peak followed by a sec-

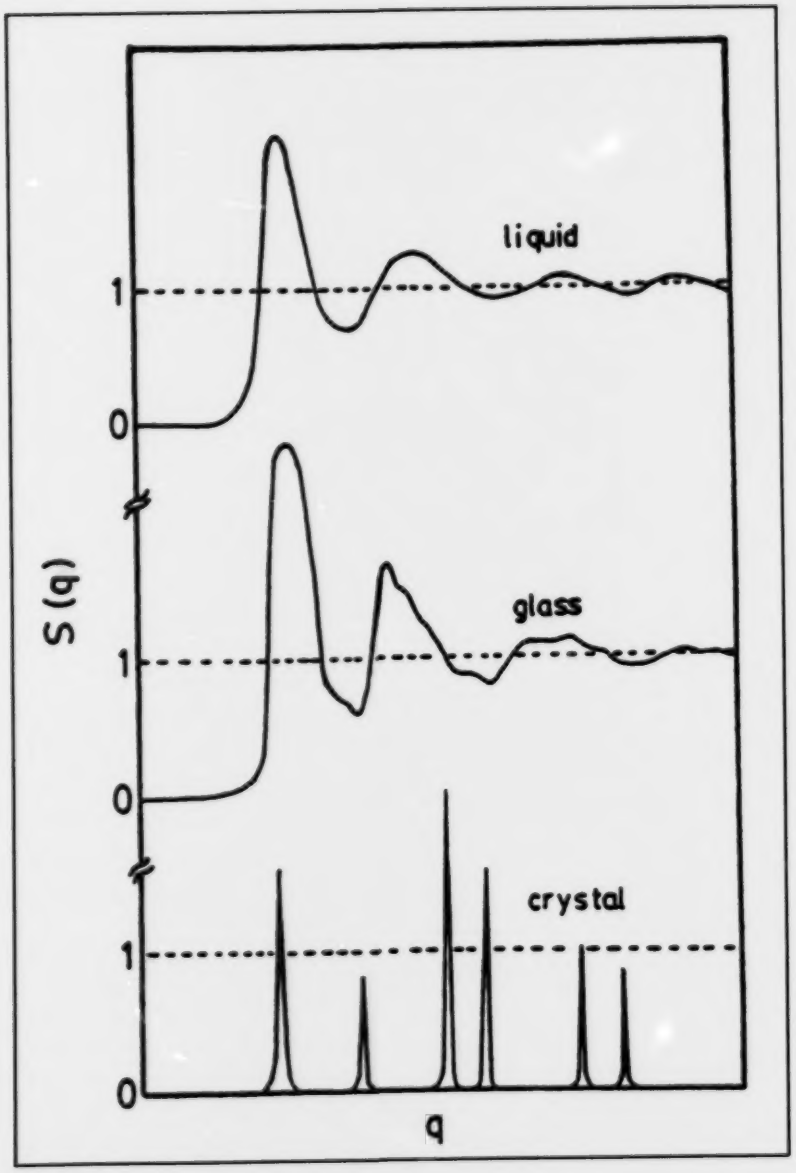


Figure 1
Schematic of the scattering structure factor of a glass as compared to a liquid and a crystal.

ond weaker peak, and very little after that. As one can see this is quite similar to the diffraction pattern of the liquid, but has a little more structure reflecting the fact that the atoms are (more-or-less) stationary. Of course the fact that there are any peaks at all implies that there is *some* order but that it is all short-range. From graphs like those in *figure 1* it is possible to deconvolute the average arrangement of the atoms, as given by the pair distribution function. This represents the probability of finding an atom as a function of distance from some (arbitrary) reference atom. A typical curve is shown in *figure 2* which has (like the structure factor) a board first peak corresponding to two atoms in close contact (first nearest neighbours) and a weaker second peak which is in fact split and corresponds to two ways of having atoms as second nearest neighbours.

What does an amorphous metal actually look like? Unfortunately we do not yet have the tools to examine atoms at sub-angstrom levels (although in periodic structures high resolution transmission electron microscopy comes close) so we have to build a model in the computer and then calculate its X-ray diffraction pattern and see how well it matches experiment. The model which generally works best is the dense random packing of hard spheres. Here the metal atoms are treated (as the name implies) as hard spheres of appropriate radius and packed together by the computer using an algorithm which starts with a nucleus of say three atoms and then adds successive atoms as close as possible to the overall center of mass. This gives dense packing but does not produce an ordered structure. With refinements, this structure has a pair distribution function in good agreement with the experimentally measured one (as is shown in *fig. 2)* and leads one to believe that it is a good representation of the actual solid. A cross-section of such a structure is shown in *fig. 3.*

The structure of an amorphous metal is metastable: upon heating it crystallizes[5] at a temperature which is usually well below the equilibrium melting temperature. Examples of some typical crystallization temperatures are given in *table 1.* As a rule the sample

Table 1
Some properties of three representative amorphous metals.

	Crystallization Temperature (°K)	Resistivity ($\mu\Omega$-cm)	Mass Density (g cm^{-3})	Magnetic Ordering Temp. (K)	Superconductivity Temp. (K)
$Fe_{80}B_{20}$	740	120	7.51	660	–
$Ti_{70}Ni_{30}$	705	215	5.54	–	2.5
$Mg_{70}Zn_{30}$	380	50	2.92	–	<1

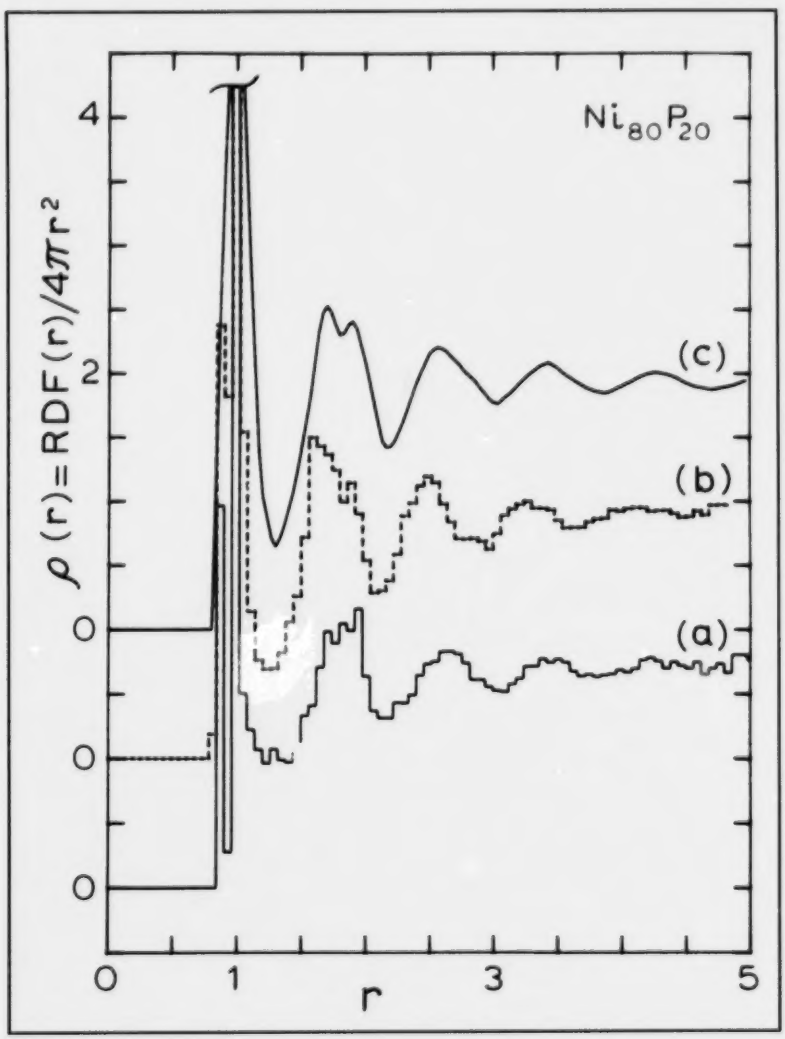


Figure 2
The pair distribution function in amorphous $Ni_{80}P_{20}$ (a) as modeled using DRPHS (b) as for (a) but with the spheres slightly softened (c) as measured.

crystallizes into phases indicated by the equilibrium phase diagram, but quite often one finds new structures not obtained by the conventional method of slow-cooling the melt. Sometimes these structures are themselves metastable and transform upon annealing, some-

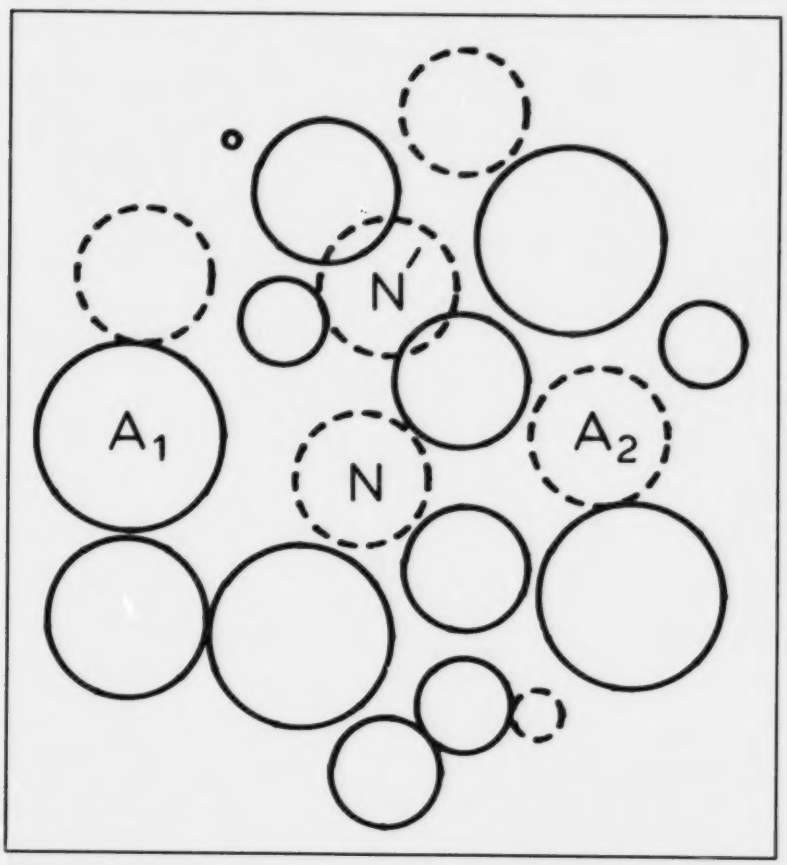


Figure 3
A cross-section of a small cluster of amorphous $Cu_{33}Zr_{67}$. The dashed spheres are Cu and the solid spheres Zr. The different sizes result from the different intersections the various spheres make with the plane of cross-section. (Data from ref. 4).

times not. Furthermore the crystallized samples often have an extremely fine grain microstructure, with grain sizes even down to 50 Å, which can have useful applications. An example is the new hard magnetic material Nd-Fe-B (which promises to revolutionize the permanent magnet industry) where small grains greatly enhance the performance.

Interestingly, heating also causes significant changes to the amorphous structure itself, even before crystallization. These changes are classified into two types: irreversible and reversible[6].

The irreversible changes are a one-shot relaxation of the structure – probably filling-in of voids, such as may be seen in *fig.3* – and result in a slight densification of the sample plus measurable changes in most physical properties like electrical resistance, magnetic ordering temperature (if any) and so on. Reversible changes are rather more elusive but conceptionally more interesting, and can really only be well seen after the irreversible changes have been effected. The properties of the sample may be then *reversibly* cycled between different values by annealing at different temperatures. Put more simply this means that one can, for example, cycle the magnetic ordering temperature between two values by annealing for, say, 1 hour at 200°C and then 1 hour at 250°C. What happens during these changes remain something of a mystery but the evidence is that it is truly reversible – i.e. the sample returns in every way to the same state each time it is annealed at any given temperature.

5. Mechanical Properties

One of the surprising qualities about amorphous metals is that they have much higher fracture strengths than the corresponding crystalline alloys[7]. This means that it is quite easy to manufacture Fe based amorphous metals with yield strengths as high or higher than the strongest steels. However this strength is dramatically reduced by the structural relaxation caused by annealing, as described in the previous section. This coupled with poor fatiguing properties has prevented their finding any applications to date, although there is some hope of use as composites with epoxy or as reinforcement for cement[8]. Amorphous metals are also quite brittle in the sense of requiring little energy to break. There is little plastic deformation and inded the stress-strain curve is often almost linear to the breakage point as is shown in *figure 4*. Elastic moduli are typically about 10% lower than in the corresponding crystalline alloys[7].

6. Electronic Properties

Because of their structural disorder, amorphous metals, like liquid metals have high electrical resistivities[9] – anywhere between 40 $\mu\Omega$-cm and 500 $\mu\Omega$-cm, with the bulk of them lying in the region above 100 $\mu\Omega$-cm (see *table 1*). In some ways the behavior of the resistivity is much simpler than crystalline metals since there is almost no temperature dependence. One can get a good estimate of the magnitude by assuming the conduction electrons have a mean free path of about 5 to 10 Å i.e. a few interatomic distances. The same is true for the thermoelectric power (this is the voltage gradient generated along the sample when unit temperature gradient is estab-

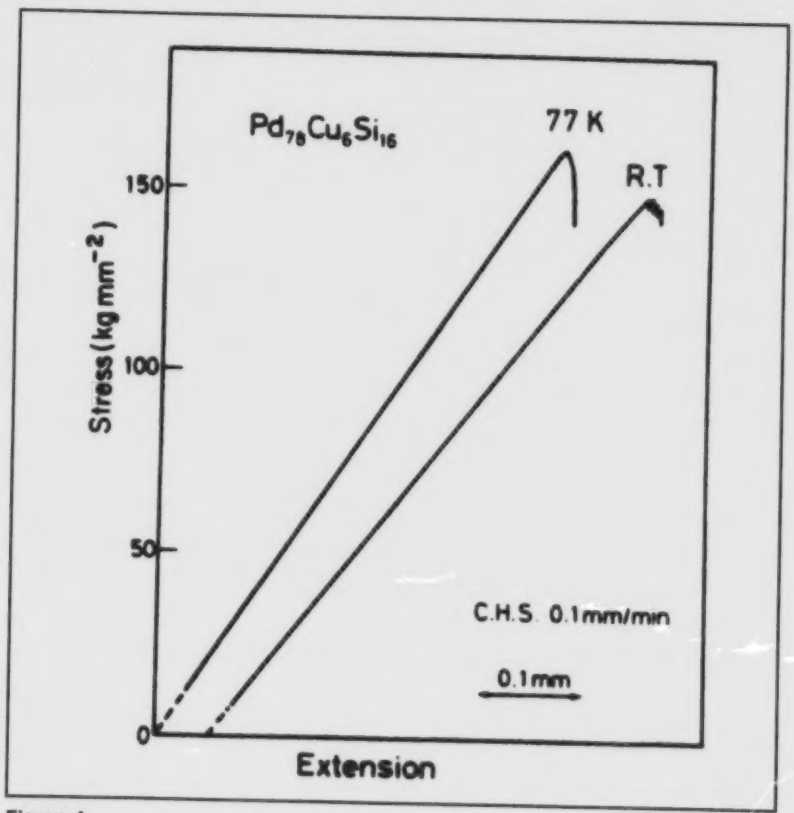


Figure 4
Stress-strain curves up to the yield point for amorphous $Pd_{78}Cu_6Si_{16}$ at room temperature and at 77K (Data from ref. 7).

lished) which in an amorphous metal is typically linear with (absolute) temperature in contrast to the much more complex behavior of a crystalline metal. These characteristics are illustrated in *figure 5*. Two possible applications exploiting these properties which spring to mind are (1) the use of amorphous metals as standard resistance material and (2) the development of a thermometer (using the thermopower) whose output is directly proportional to the absolute temperature.

If one examines the resistance more closely one finds that there *is* a small temperature dependence and that, interestingly, the temperature coefficient is often negative – i.e. when the sample is heated the resistance goes down, unlike crystalline metals where the resistance always increases, often substantially. There is in fact a

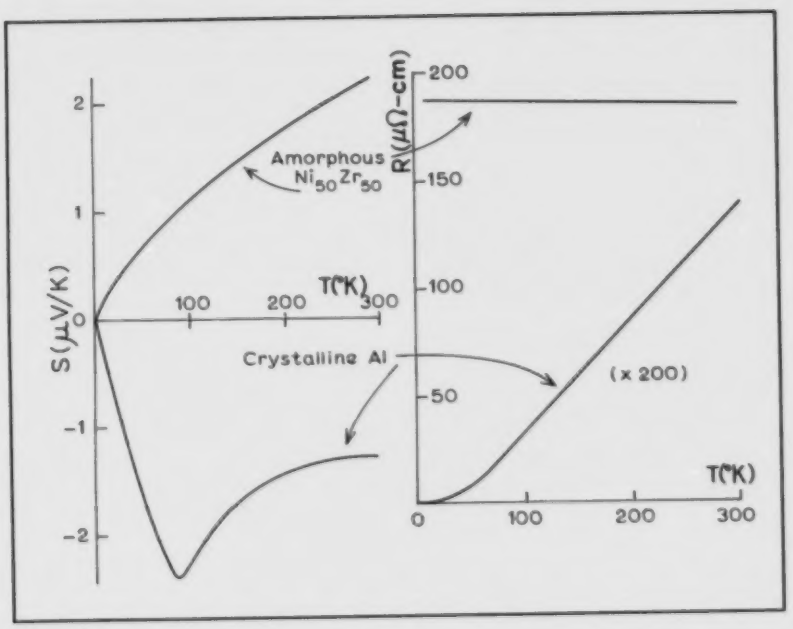


Figure 5
A comparison between the electrical resistivity R and thermopower S as a function of temperature in amorphous $Ni_{50}Zr_{50}$ and crystalline Al (ref. 10).

simple correlation (*fig. 6*) between the sign of the temperature coefficient and the size of the resistivity: if the resistance is greater than a certain amount then the coefficient is negative; if less, positive. The reason for the correlation is not at all well understood. It is in principle possible to find an amorphous metal whose resistance is absolutely constant with temperature – hence the application to standard resistors mentioned above.

Many amorphous metals are also superconductors[10]. Since they are ductile and are manufactured in convenient ribbon form there was at first a hope that they might find applications in superconducting magnets – especially in locations where high radiation is a potential risk (e.g. particle accelerators) since amorphous metals do not suffer from radiation damage to nearly the same extent as crystalline alloys. However this hope appears unlikely to be realized for two reasons: (1) no superconducting transition temperatures much higher than 8 K have been found (commercial superconducting magnets are made with material whose transition temperatures are close to 20 K);

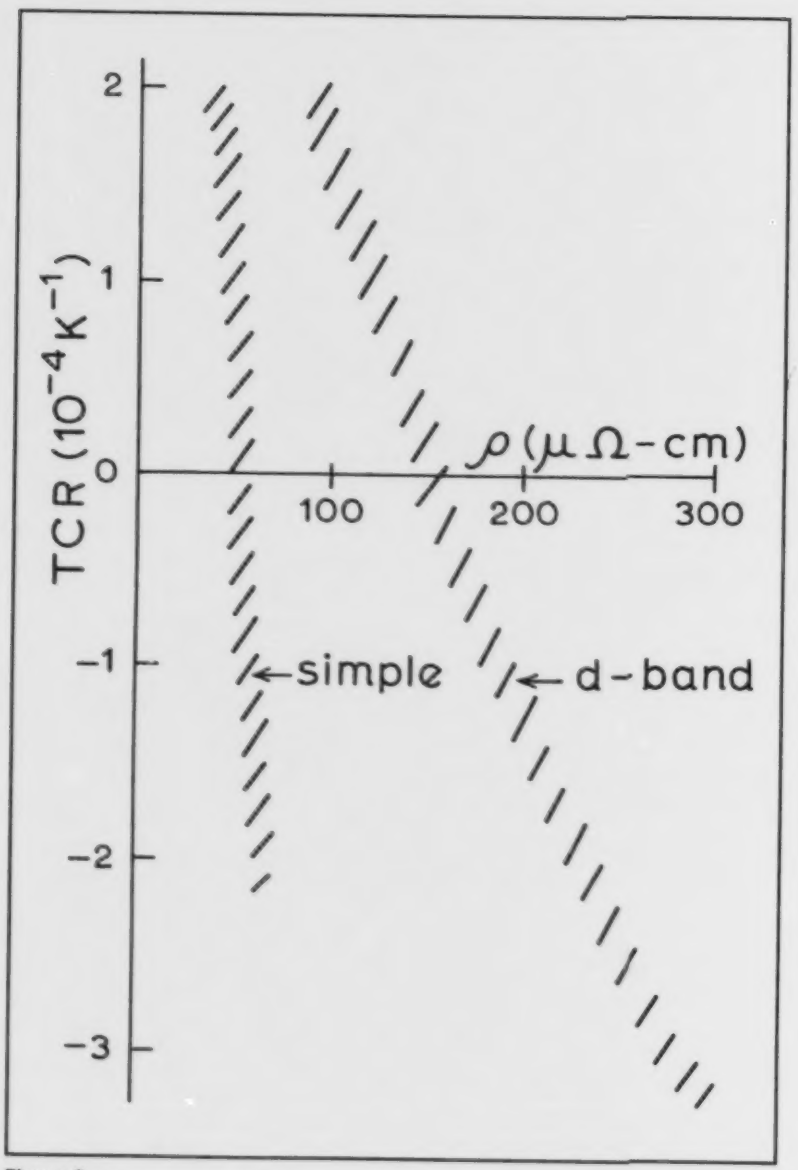


Figure 6
The correlation between the temperature coefficient of resistivity (TCR), $1/\rho\ d\rho/dT$, for "simple" and "d-band" amorphous metals. "Simple" means without transition metals; "d-band" means with transition metals. (ref. 10).

(2) the critical currents are very small, for reasons which appear to be intrinsic to the amorphous phase. Thus superconductivity in amorphous alloys is at present of largely academic interest.

7. Chemical Properties

Three types of chemical properties have received and are receiving wide attention: corrosion resistance, catalysis and hydrogen absorption.

It is often stated that amorphous alloys show outstanding corrosion resistance (as exhibited by their reaction rate with, say, hot hydrochloric acid). In fact this is really only true for transition metal – metalloid glasses, and even then there must be a second transition element present. Amorphous alloys like Fe-B actually show a lower corrosion resistance than pure crystalline iron. Apparently the addition of a second element forms a passivating layer on the surface, though what role the amorphous structure plays in all this is not quite clear. However by adding Cr or Mo to, say, Fe – based amorphous alloys can result in an almost perfectly corrosion resistant sample[11]. If one could exploit this the results could be spectacular – especially in Canada!

The role of amorphous alloys in catalysis stems in part from the corrosion resistance – particularly in electrocatalysis where the electrolyte is often very corrosive. However there is also some evidence that the amorphous state is actually more active catalytically – perhaps because it contains the equivalent of a high density of imperfections. In this context Fe-Ni – metalloid amorphous alloys have been used to catalyze hydrocarbons from hydrogen and carbon monoxide[12].

Amorphous alloys are also receiving some attention as potential hydrogen storage devices. Certain intermetallic alloys (e.g. FeTi, NiZr and $LaNi_5$) can absorb large amounts of hydrogen interstitially at low pressures (1 to 10 armospheres), ideal for a hydrogen fuel cell. However hydrogen absorption in these alloys is accompanied by very severe embrittlement which renders the alloy useless (they turn to powder). The equivalent amorphous alloys suffer such less from embrittlement and in some cases hydrogen has been cycled in and out over 100 times without mechanical degradation[13]. At the same time however the overall absorption at reasonable pressures is rather less than in the crystalline alloys (this is illustrated graphically in *figure 7*). Research at present is focusses on finding an amorphous alloy with satisfactory absorption while retaining resistance to embrittlement.

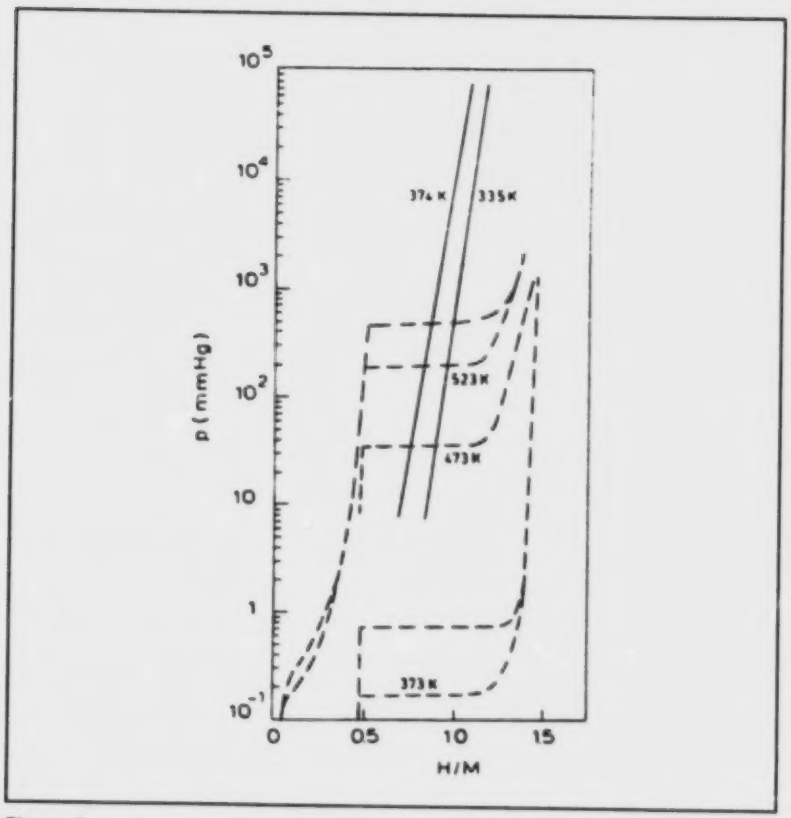


Figure 7
Absorption of hydrogen in amorphous $Ni_{50}Zr_{50}$ (solid curves) and crystalline $Ni_{50}Zr_{50}$ (dashed curves) (Data from ref. 14).

8. Magnetic Properties

It was the unusual magnetic properties coupled with certain other features which led to the first serious applications of amorphous metals. As a result perhaps as much as one half the papers on amorphous metals deal with magnetic properties, many of them redundant and repetitive. Here we give a very brief summary of those basic properties of relevance to applications[15].

First it should be noted that to date all applications of amorphous magnetism involve transition metals from the 3-d series, mostly Fe but also Co and Ni. Rare earth based alloys in their *amorphous*

form have yet to find application, although rapid-quenching and even passing through the amorphous phase may be important, as is shown by the new permanent magnet material Nd-Fe-B. The most striking feature of amorphous transition metal magnetic alloys is that they show exceptional soft magnetic properties, namely very low coercive fields and high permeabilities. Furthermore these properties are obtained with the material as-made; and though they may be further enhanced by subsequent heat treatment, this heat trearment is much less complex and demanding than crystalline soft ferromagnets. A further feature of amorphous materials is they are relatively insensitive to mechanical shock and, being ductile, may be bent and manipulated without deterioration of performance. Also their high electrical resistivity produces exceptionally low eddy-current losses.

Most of the Fe-based amorphous alloys (which are cheap and easy to produce) are magnetostrictive which means that the volume and dimensions change on being magnetized. Indeed many are "Invar" alloys (e.g. $Fe_{80}B_{20}$) in which the negative volume changes due to the decrease of magnetization on heating just offset the positive changes due to normal thermal expansion, resulting in an alloy with almost no net volume change with temperature. The magnetostriction limits the reductions one can make to the coercivity.

It follows that alloys with no magnetostriciton should show spectacular properties, and this is indeed the case. *Figure 8* shows a hysteresis loop for $Co_{66}Fe_4Si_{12}B_{18}$ where the coercive field is about 0.5 A cm^{-2} (~5 m 0e). This astonishing figure is achieved with an amorphous ribbon with a simple single annual at 400°C for 30 min. Even as made the coercive field is only about 2 A cm^{-2}. Concomitant with the low coercivity is huge permeability, shown in *figure 9* along with comparisons of other alloys.

9. Applications

As stated in the last section most of the applications of amorphous metals have expolited their extraordinary magnetic properties. The highest profile of these applications is as the magnetic core of distribution transformers. This application is being pursued most aggressively by Allied Signal with collaboration from General Electric. The combination of low coercivity and low eddy current loss means that a typical 25kVA distribution transformer has about one third the core loss of a conventional Fe-Si core.

In spite of their advantages, amorphous metals also have some drawbacks and it is somewhat less than certain that they will eventually succeed in displacing Fe-Si. The first among these problems is price. All amorphous metals for transformer use contain boron (which is needed to stabilize the glassy phase) and boron is expen-

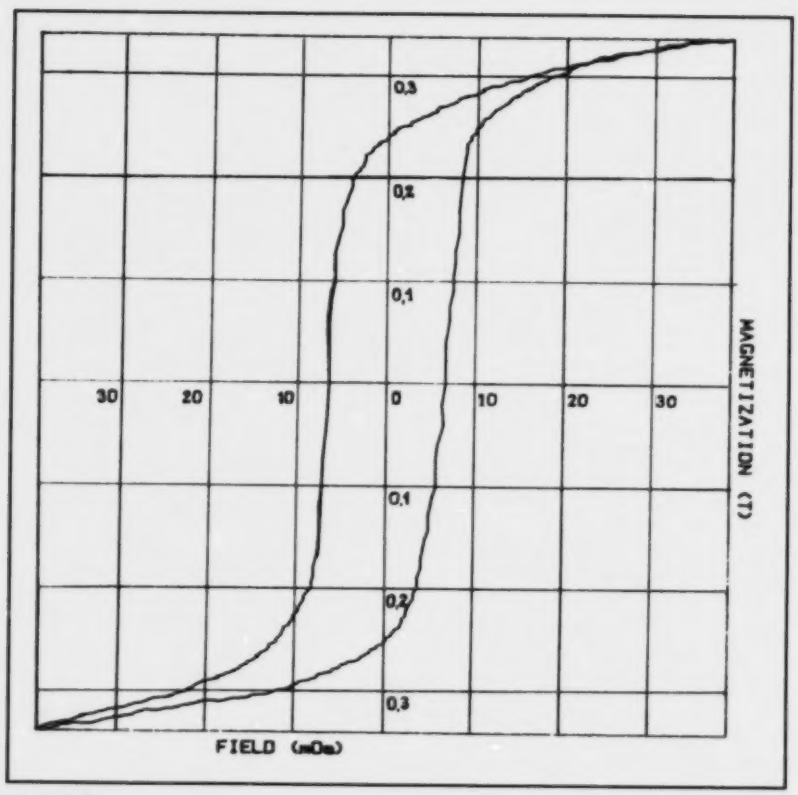


Figure 8
Hysteresis curve for amorphous $Co_{66}Fe_4Si_{12}B_{18}$ after annealing at 650 K for 30 min. (Data from ref 16).

sive. Current best prices for these amorphous metals are in the \$5 to \$10/kg range, whereas grain oriented Fe + 3% Si is in the \$1 to \$2/kg range. A second problem is that the lower Fe content in amorphous alloys results in a lower saturation induction and hence in the need for a larger core. At present it is not clear whether the advantages outweigh the disadvantages and whether in the future we will be seeing amorphous metals take over the transformer core industry[3].

A more certain application for amorphous metals is as magnetic sensors. For example the combination of high magnetic performances, small size (the ribbons are often ideal in sensor applications), mechanical robustness and ease and cheapness of manufac-

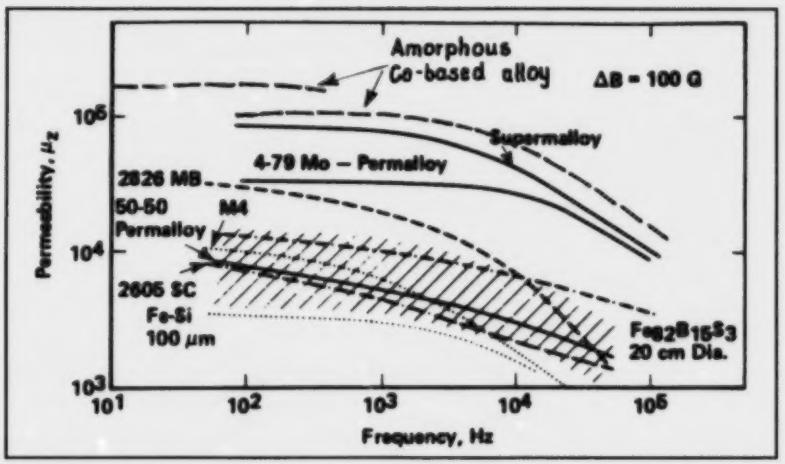


Figure 9
Frequency dependence of the permeability of the alloy in figure 8 before annealing (lower dashed curve) and after annealing (upper dashed curve) compared with various permalloys (Arnold Cat. TC-101-B); Fe-3.255; M4 (Armco cat.) and Metglas 2605-SC and 2826-MB amorphous alloys (Data from ref. 16).

ture make them ideal as the active element in anti-theft devices and indeed many such systems currently employ amorphous metals. A related application is as the core of fluxgate magnetometers which, with amorphous metal elements, could develop sufficient sensitivity to displace SQUID magnetometers from some of their applications – and with much greater reliability and robustness. Used in conjunction with small permanent magnets, these magnetometers make excellent position sensors. Finally magnetic alloys with large magnetostriction can be used as magnetoelastic transducers for use in Keyboards, or as switches and the like.

A third area where amorphous alloys are finding rapid acceptance are as electronic components. In Japan extensive use is being made of amorphous Co based alloys as magnetic tape heads in the recording industry. The advantage of the amorphous materials used are high permeability coupled with good wear resistance. A second electronic application is as the inductive component in switched mode power supplies where losses are greatly reduced by the inherent low thickness of the ribbons combined with high electrical resistivity.

The only current application of amorphous metals which does not exploit the magnetic properties is as brazing compounds. Such alloys are eutectics and can usually be made amorphous. Once

amorphous they are much more flexible and can be employed without the use of binder, thus making a cleaner, stronger joint. It is said that at present, in terms of quantity sold, this is the largest application!

10. The Future

Amorphous metals have been with us for only twenty five years but have gone in that short time from laboratory curiosity to industrial production. However many fundamental properties remain poorly understood, so there is no doubt that physicists and material scientists will be working on them for some time to come. It is also clear that the field of applications is only just beginning to be exploited and that we can look forward to many new uses of amorphous materials – particularly in catalysis and corrosion resistance – and also to their giving us new crystalline alloys and microstructures.

References

1. J. Kramer, Ann. Phys. *19*, 37 (1934).
2. W. Klement, R. H. Willens and P. Duwez, Nature *187*, 869 (1960).
3. R.B. Schwartz and W.L. Johnson, Phys. Rev. Lett. *51*, 415 (1983).
4. L.J. Lewis and R. Harris, Phys. Rev. *B25*, 4497 (1982).
5. U. Köster and U. Herold in *Glassy Metals I* (ed. H.J. Guntherodt and H. Beck) Springer Verlag, Berlin 1981.
6. H.S. Chen in *Amorphous Metallic Alloys* (ed. F.E. Luborsky) Butterworths London 1983, p. 169
7. H. Kimura and T. Masumoto in *Amorphous Metallic Alloys* (op. cit.) p. 187.
8. A.S. Argon, G.W. Hawkins, and H. H. Kuo, J. Mater, Sci, *14*, 1707 (1979).
9. J.O. Strom-Olsen in *Amorphous Metals*, (ed. H. Matyja and P.G. Zielinski) World Scientific, Singapore (In press).
10. W.J. Johnson in *Glassy Metals I* p. 191.
11. K. Hashimoto in *Amorphous Metallic Alloys* (op. cit.) p. 471.
12. A. Yokogama, H. Komigama, H. Inoue, T. Masumoto and H.M. Kimura, Scripta Met. *15* 365, (1981).
13. K. Aoki, M. Kamachi and T. Masumoto, Proceedings of the Fifth International Conference on Liquid & Amorphous Metals (ed. C.N.J. Wagner and W.L. Johnson) J. Non Cros. Sol. 61 & 62, 679 (1983).
14. R. Griessen, Phys. Rev. *B27*, 7575 (1983).
15. F.E. Luborsky in *Amorphous Metallic Alloys* (op. cit.) p. 360.
16. P. Rudkowski and J.O. Strom-Olsen (unpublished).
17. D. Rasken and C.H. Smith in *Amorphous Metallic Alloys* (op. cit.) p. 381.

CHAPTER 8

Rapidly solidified metals

L.E. Collins and Z.S. Wronski

Physical Metallurgy Research Laboratories
EMR/CANMET
568 Booth Street, Ottawa CANADA K1A 0G1

ABSTRACT

Rapid solidification technology employs high cooling rates (10^3-10^7K/s) during solidification of melts to produce materials with refined microstructures and improved properties. The microstructure modifications include reduced grain size, enhanced solid solubility, refined segregation patterns and development of metastable phases. This review examines the kinetic and thermodynamic principles underlying microstructure modifications, and the various techniques which have been developed to produce and consolidate rapidly solidified materials. Examples are discussed which illustrate the application of rapid solidification in various alloy systems to improve mechanical properties, high temperature microstructure stability, corrosion resistance and magnetic properties.

1. Introduction

It has long been appreciated that microstructure refinement can be obtained in metals and alloys by increasing the cooling rate, or the rate at which heat is extracted from the melt, during the solidification process. Although it was recognized that corresponding property improvements could be obtained by such microstructure refinement, no real effort was made to explore the full extent to which increasing rapid solidification rate might be used as a means of modifying microstructures until the early 1960's. At that time, it was discovered that amorphous structures could be obtained in some metallic alloys, when quenched from the melt at cooling rates approaching 10^6K/s. It was this discovery which spurred research, not only into the formation of the so-called metallic glasses, but also into the effects of very high cooling rates on the microstructure and properties of non-glass forming alloys. Although this research arose out of scientific curiosity, it soon became apparent that microstructures and properties could be obtained by rapid solidification which were not attainable by any other means. Over the past decade, a world-wide effort to develop methods and applications of rapid solidification has resulted in the emergence of an identifiable rapid solidification technology (RST).

At present, the applications of rapid solidification have been limited, but there is still great potential for further development. In this report a complete overview of rapid solidification technology will not be attempted. Rather, the principles underlying rapid solidification processes will be examined to provide a better understanding of what can, and cannot, be accomplished by this technique. The techniques of producing rapidly solidified materials will be described. Because many rapidly solidified microstructures are metastable, high temperatures must be avoided during subsequent processing to prevent loss of properties. The difficult problem of consolidating rapidly solidified particulates, while maintaining their metastability, will be examined in some detail. Finally, specific examples of alloy development utilizing rapid solidification will be discussed. The subject of metallic glasses will be treated in another chapter of this book, and thus, the emphasis of the present paper will be placed on alloys forming crystalline structures.

2. Microstructure refinement

Rapid solidification can have a number of important effects upon microstructure. These include:

1. refinement of grain size
2. enhancement of solid solubility
3. refinement of segregation pattern
4. development of metastable phases.

Rapid solidification will produce these microstructure modifications to varying degrees depending upon the prevailing solidification conditions and the alloy system in question. Microstructure refinement is the primary goal of rapid solidification, because of the beneficial effects on material properties. Refined grain sizes improve strength and fracture toughness, and may lead to superplasticity in appropriate two-phase systems. Increased solid solubility, not only increases the composition range for which solid solution strengthening may be obtained, but also presents the opportunity for enhanced precipitation strengthening by heat treatment. Improved chemical homogeneity and more uniform distribution of second phase particles are beneficial to corrosion and wear resistance. Metastable phases formed during rapid solidification may possess properties which are unattainable in alloys processed by conventional means. In the following, the kinetic and thermodynamic principles underlying microstructure refinement are examined in detail.

2.1 Grain Size

Grain size refinement arises from the high nucleation rates associated with the large supercooling of the melt in rapid solidification processes. Grain sizes of rapidly solidified materials are typically of the order of 0.1 to 10 μm, and hence, the materials are often termed "microcrystalline". Not only are fine grain sizes obtained in rapidly solidified materials, but a more uniform size distribution is also obtained. At slow cooling rates, a few grains nucleate at high temperature and continue to grow as cooling progresses. A large amount of growth may be experienced by the first crystals before they impinge on grains nucleated at lower temperature, thereby producing an inhomogeneous grain size distribution. Nucleation at high temperature may be suppressed by rapid solidification, but even if nucleation does occur, there is insufficient time for large amounts of grain growth before lower temperatures are reached and the nucleation rate increases. Consequently, rapidly solidified materials are characterized by homogeneous, fine-grained microstructures.

2.2 Extension of Solid Solubility

The extension of solid solubility, which is observed in many rapidly solidified alloys, is readily understood by free energy consid-

erations. A simple eutectic phase diagram is shown in *Fig. 1*, for which hypothetical variations in free energy at temperature T_1 are illustrated.

The equilibrium solid solubility limits C_A and C_B at temperature T_1 are given by the tangent between the free energy curves for the terminal solid solutions. The system achieves its lowest free energy by the formation of a mixture of the α and β phases with compositions C_A and C_B. The points E and F, at which the free energy of the terminal solid solutions is equal to that of the liquid phase, mark the metastable solid solubility limits. At these compositions, a melt supercooled to T_1, or below, will solidify by massive transformation to a solid of the same composition as the melt. Supercooling below T_0 at any composition will result in complete nonequilibrium solid solubility. The T_0 line may be continuous across the phase diagram, in which case complete solid solubility may be achieved at all compositions with sufficient supercooling. Alternatively, T_0 may dip below the absolute zero temperature. In this case there will be definite limits to the solid solubility extension, defined by C_E and C_F at absolute zero. This results for situations in which α and β have crystal structures sufficiently different that a continuity gap exists in the free energy curve of the solid.

The tangent CD in *Fig. 1*, between the equilibrium curves for the solid solution and the liquid, indicates the limits C_C and C_D corresponding to metastable extensions of the α-solidus and α-liquidus. If supercooling is insufficient to achieve T_0, and nucleation of the β phase is difficult, the extended liquidus and solidus lines indicate the composition of the liquid and α solid phases coexisting in metastable equilibrium below the eutectic temperature.

2.3 Refinement of Segregation Pattern

Rapid solidification is an effective means of refining the segregation pattern, and even producing segregation-free microstructures in the circumstances described above. The extent to which segregation can be refined, or eliminated, is dependent upon solidification kinetics. Local equilibrium is maintained at the solid/liquid interface over a wide range of cooling rates, and the coexisting temperature and composition at the solidification front are given by the equilibrium phase diagram. Under such conditions, it has been established that the temperature gradient at the interface, and the interface velocity are the most important parameters determining the solidification morphology. If the uniform composition of a melt is to be maintained in the solid, the solidification front must remain plane. Introduction of perturbations leads to cellular or dendritic growth which gives rise to segregation in the solid, as described by the classical theory of constitutional supercooling [2].

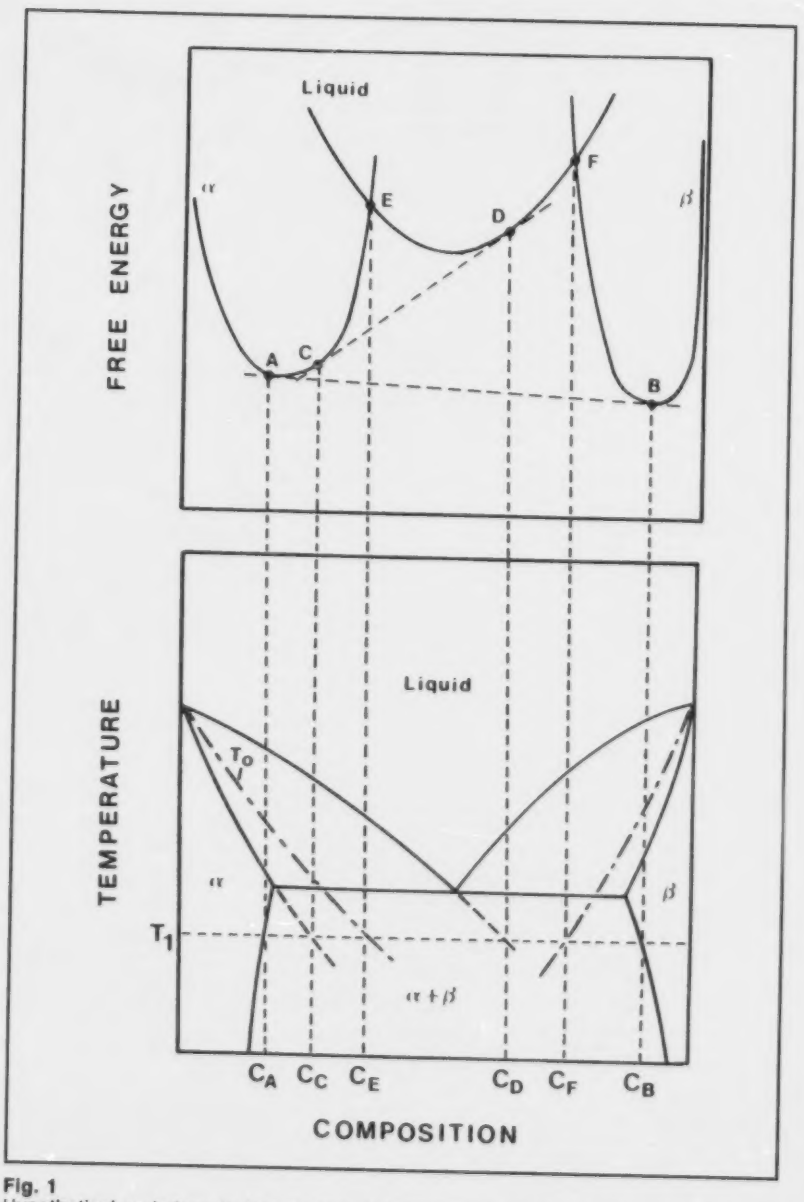


Fig. 1
Hypothetical variations in free energy at temperature T1 of a simple eutectic phase system (after [1]).

The stability parameter emerging from the theory of constitutional supercooling, is the ratio of the temperature gradient in the liquid ahead of the advancing interface to the interface velocity, G_L/R. Greater stability of the interface is promoted by increasing G_L/R. Thus, steady state planar growth is achieved with equilibrium partitioning at low growth rates and large temperature gradients. The controlled unidirectional solidification, required to produce stability, is unlikely to produce extended solid solubility.

The constitutional supercooling theory does not take into account the surface tension (capillarity) and latent heat evolution which could stabilize the interface. When these are taken into account, stability is predicted at high interface velocities owing principally to suppression of short wavelength perturbations, due to the large capillarity effect they would introduce [3,4]. This condition of "absolute stability" is independent of the temperature gradient. Calculated G_L and R combinations that lead to stable plane front solidification for Al-Cu alloys are plotted in *Fig. 2* [5]. As the solute content is increased, plane front growth is achieved over a more limited range of conditions.

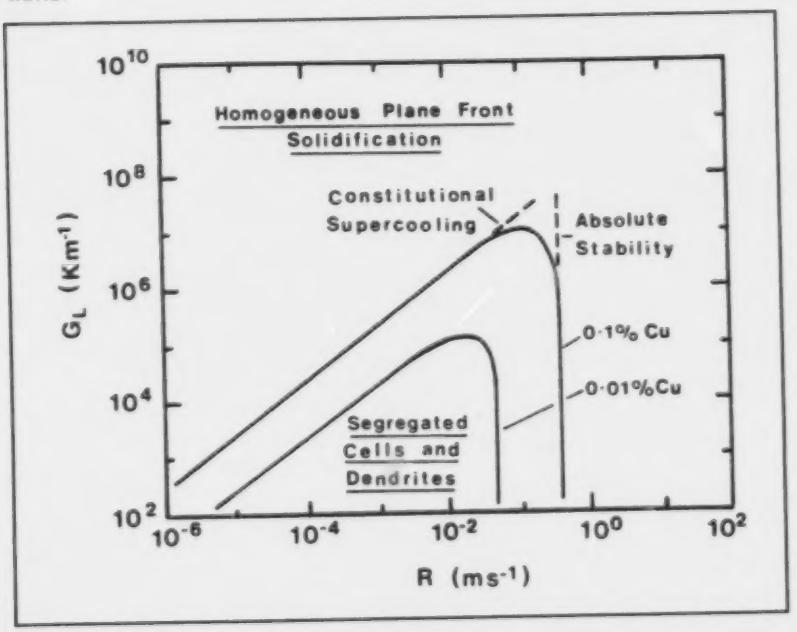


Fig. 2
Regimes of homogeneous plane-front growth and segregated cellular and dendritic growth calculated from the liquid temperature gradient G_L and the interface velocity R for Al-Cu alloys. [5].

Complete solute trapping should result if the interface velocity approaches the diffusive velocity of the solute in the liquid, defined as D_L/δ, where δ is the interatomic distance. Under such conditions, the interface will overtake the solute atoms and the assumption of local equilibrium at the solid/liquid interface, used in constitutional supercooling theory, is no longer valid.

The conditions required for absolute stability may be achieved by laser or electron beam surface melting. As well, the conditions required for complete solute trapping are apparently achieved during rapid growth following nucleation in highly undercooled melts, as evidenced by the observation of a partitionless, featureless region in many rapidly solidified alloys. Equilibrium partitioning, associated with slower growth rates, is observed in areas removed from initial sites of nucleation.

Although cellular or dendritic growth is predicted for most solidification conditions that are encountered, these structures will be significantly refined by rapid solidification. The product $G_L R$ provides a measure of the average cooling rate, ε, during solidification and thus, will be directly related to the local solidification time t_f

$$\varepsilon = G_L R \quad \frac{T_L - T_E}{T_f} \tag{1}$$

where $T_L - T_E$ is the solidification temperature range. As the product $G_L R$ increases, the solidification time is reduced, allowing less time for coarsening, and producing refined microstructures. In *Fig. 3*, the dendrite arm spacing of a number of alloys is seen to be reduced from 100 μm to 1 μm as the cooling rate is increased from 10^{-2} to 10^{6} K/s. These results may be fitted to a power relation

$$\lambda = A\varepsilon^{-n} \tag{2}$$

where λ is the dendrite arm spacing. Values of the constants A and n are alloy dependent, but typically $n \sim 1/3$ and $A \sim 50$ μm $(K/s)^n$ [1]. In alloy systems for which the λ-ε relationship has been determined, the measurement of dendrite arm spacing provides a useful technique for estimating cooling rates during rapid solidification.

2.4 Metastable Phases

The large undercooling produced by rapid solidification presents the opportunity for metastable phases to form. As is the case at composition C_1 in *Fig. 4*, the free energy of the system can be reduced if the supercooled liquid solidifies to form a metastable

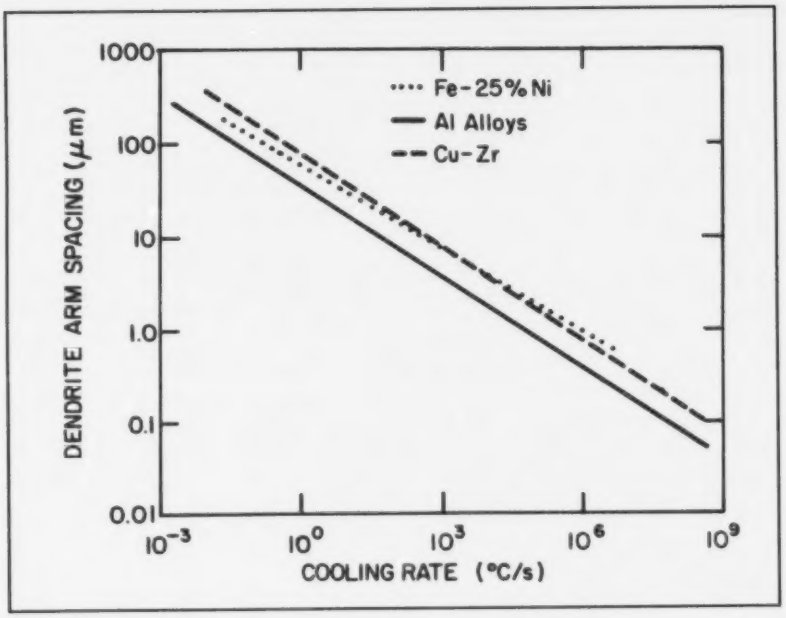


Fig. 3
Relationship between dendrite arm spacing and cooling rate for Fe-25% Ni [6], Al 7-11% Si [1] and Cu 0.2-0.8% Zr [7].

phase. Although formation of the equilibrium phases minimizes the free energy of the system, kinetic advantages result in metastable phases solidifying in preference to the equilibrium phases. Ease of nucleation and the limited time allowed for atomic diffusion at high interface velocities, are expected to be key factors promoting the formation of metastable crystalline phases. Nonequilibrium phase transformation becomes increasingly widespread at cooling rates approaching 10^6K/s, particularly in alloy systems which do not form intermediate equilibrium phases.

3. Solidification

The common strategy of rapid solidification processes is to maximize the rate of heat extraction before, during, and after solidification. This is accomplished by forcing the melt into a configuration in which at least one dimension is small, i.e. a thin film, a small diameter melt stream, or a small diameter droplet. These forms have the common feature that the surface area, through which heat is ex-

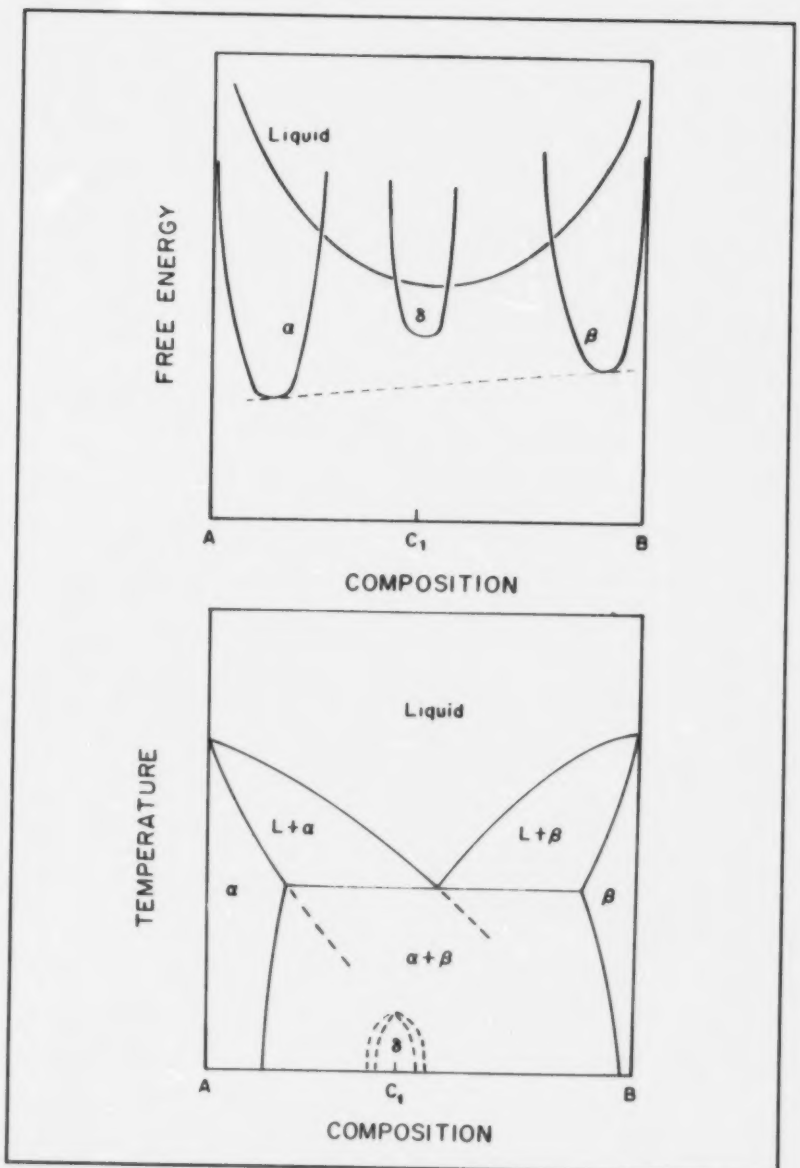


Fig. 4
Schematic representation of the free energy conditions under which a metastable δ phase may form.

tracted from the melt, is large relative to the volume, which determines the total amount of heat which must be extracted.

Two factors must be considered in attempting to optimize rapid solidification processes: 1) the extent to which the melt can be undercooled below the equilibrium solidification temperature, and; 2) the rate at which the latent heat of fusion, evolved during solidification, can be extracted from the solid/liquid interface.

Large undercooling may be achieved in the absence of nucleating agents within the melt. However, for large volumes and reactive melts, the elimination of nucleation sites is not a practical alternative. Of greater importance is the role of cooling rate in determining the undercooling that may be achieved prior to nucleation. Nucleation is a kinetic process and, consequently, is time dependent. Thus, the degree of undercooling is directly dependent on the initial cooling rate of the melt, which, in turn, is dependent upon the rate at which heat can be transferred from the melt to the surroundings. Nucleation can be avoided altogether, resulting in glass formation if a sufficiently high initial cooling rate can be achieved.

In practice, nucleation cannot be avoided in most metals and alloys. As solidification proceeds, the latent heat of fusion which is evolved, must be dissipated from the solidification front. In the case of a molten film deposited on a cold substrate, nucleation occurs at the substrate and subsequently the heat is extracted from the solid/liquid interface through the solid into the substrate. In the case of an atomized droplet, the heat is extracted into the undercooled melt resulting in recalescence. In either case, the rate of heat extraction from the *interface* determines the solidification rate and the evolution of microstructure. It is important to note that heat extraction from the interface can be determined by local conditions and is not necessarily influenced by the boundary conditions of the solidifying melt.

To gain an understanding of the rapid solidification process, it is instructive to briefly consider the problem of heat flow from a molten film on a cold substrate, and from a small spherical droplet cooling by convection *(Fig. 5)*.

3.1 Solidification on a Cold Substrate

Following the calculations of Jones [1], a parallel-faced slab of thickness z is considered to be losing heat from one face *(Fig. 5)*. Two limiting cases can be considered. Cooling may be governed by Newtonian heat flow, in which case the rate of heat transfer is governed by the heat transfer coefficient, h, of the interface between the material and the substrate. Alternatively, in ideal cooling, the interface is assumed to present no barrier to heat flow, and the rate of heat extraction is governed solely by heat flow in the solidified material and the substrate.

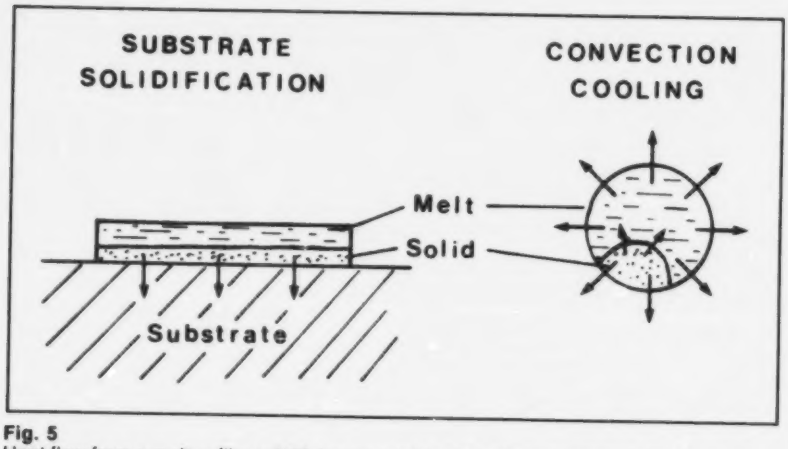


Fig. 5
Heat flow from a molten film solidifying on a cold substrate and a molten droplet cooling by convection.

Considering the case of Newtonian cooling first, it is assumed that h is sufficiently low that the temperature remains uniform throughout the slab. The cooling rate may be evaluated by equating the heat released during a small drop in temperature to the heat extracted across the interface

$$c\rho V\ (-\partial T) = h\ A_o\ (T - T_A)\ \partial t \qquad (3)$$

where c and ρ are the heat capacity and density of the material, V is the volume, A_0 is the surface area losing heat and T_A is the temperature of the surroundings. The cooling rate may then be written

$$\varepsilon = \frac{\partial T}{\partial t} = B_1 h A_o / V \qquad (4)$$

where $B_1 = (T - T_A)/c\rho$ and $A_o / V = 1/z$.

To estimate the solidification front velocity which may be maintained by the heat transfer coefficient h, the heat transferred through the interface is equated to the latent heat, L, released as the interface advances a small distance, ∂x

$$L\ A_o \partial x = h A_o\ (T_F - T_A)\ \partial t \qquad (5)$$

where T_F is the temperature at the solid/liquid interface. Thus, the interface velocity R may be expressed as

$$R = \frac{\partial x}{\partial t} = B_2 h \tag{6}$$

where $B_2 = (T_F - T_A)/L\rho$. From these results it is seen that both the cooling rate ε and the solidification front velocity are proportional to h, and ε is inversely proportional to the thickness. Thus, to maximize ε and R it is clearly necessary to minimize the thickness dimension of the slab, and to maximize the heat transfer coefficient.

The alternative assumption of ideal cooling, allows an estimate of the maximum cooling rate and solidification velocity which can be achieved. Using the previous analysis, exact solutions for ε and R are given by

$$\varepsilon = B_3 / X^2 \tag{7}$$

$$\text{and } R = B_4 / X \tag{8}$$

where B_3 and B_4 are again functions of the relative temperature intervals and material properties, but are independent of h. Both cooling rate ε and solidification velocity R decrease significantly with increasing distance into the sample. Typical values for B_3 and B_4 for a metal melt cooling and freezing against a metal substrate are $\sim 10^4 mm^2$ K/s and $10^2 mm^2/s$ respectively. With these values, ε and R are estimated at the unchilled surface of the slab (X=z) in Table 1.

A reduction in thickness of one order of magnitude increases the cooling rate by two orders of magnitude. Reducing the melt thickness is clearly the most effective means of increasing the cooling rate.

The values listed in Table 1 for ideal cooling are the maximum that can be achieved. The analysis for the ideal case is applicable only if the Nusselt number Nu = hz/K is much greater than one. It should be noted that as the melt dimension is reduced, a larger heat transfer coefficient is required to approach the ideal cooling rate.

Numeric analysis permits an estimate of cooling rate of a slab for inter mediate values of Nu. Thus, it is possible to plot cooling rate as a function of thickness for different values of h, as in *Fig. 6*, for the case of an aluminum melt on a copper substrate.

Table 1.
Influence of heat transfer coefficient (h) and melt thickness (z) on cooling rate of molten Al on a Cu substrate.

Thickness	Z = 10μm	Z = 100μm	Z = 1mm
Ideal cooling with $h = \infty$ $Wmm^{-2}K^{-1}$ (K/s)	10^8	10^6	10^4
Cooling Rate with $h = 0.1$ $Wmm^{-2}K^{-1}$ (K/s)	10^6	10^5	10^4
Ideal solidification velocity (mm/s)	10^4	10^3	10^2

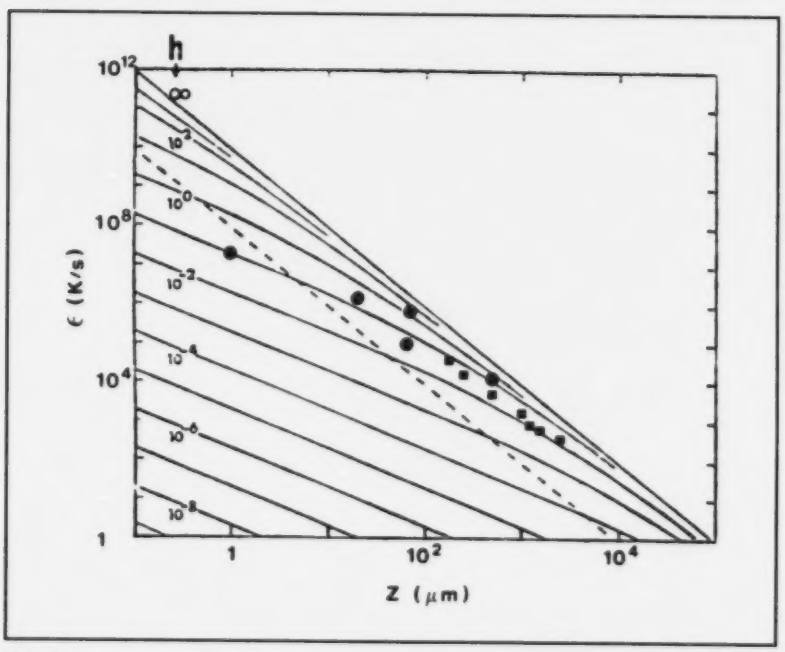


Fig. 6
Calculated average cooling rate as a function of the thickness Z and the heat transfer coefficient h (W/mm^2K) of aluminum solidifying on a copper substrate. Experimental points are indicated [8].

The actual value of h which may be achieved will now be considered. Conduction of heat through a thin insulating film, such as a gas or oxide, between the melt and chill interface gives

$$h = K/\partial \qquad (9)$$

where K is the heat conductivity of the film and ∂ is the film thickness. For a film of air 0.5 μm thick, h is estimated to be 0.1 W/mm^{2}K. This value is in good agreement with values which have been determined during rapid quenching against chill surfaces, as shown by the experimental points plotted in *Fig. 6*. For the case of an Al melt on a copper substrate, Newtonian cooling is approached only for $z \leq 10$ μm whereas ideal cooling is achieved only for $z \geq 1$mm. Calculated values of ε for h=0.1 W/mm^{2}K are compared with the ideal cooling rate in Table 1. As the melt dimension is reduced, the interface heat transfer becomes an increasing limitation to achieving higher cooling rates. As yet, there has been little effort to control the value of h, and the extent to which it may be varied to maximize solidification rates is poorly understood.

3.2 Heat Flow in a Spherical Droplet

An analysis of the heat transfer from atomized droplets during solidification has been carried out [9]. Three stages of solidification may be identified *(Fig. 7)*. The molten droplet is initially supercooled as heat is rapidly extracted. The extent of supercooling before nucleation is determined primarily by the droplet size and the rate of external heat extraction, governed by the heat transfer coefficient h.

The value of h for convective cooling of a sphere of diameter, d_o, moving with relative velocity, v_o, in a conducting gas may be estimated [1] from the equation

$$Nu = 2 + 0.6\ Re^{1/2}\ Pr^{1/3} \qquad (10)$$

where $Nu = hd_o/K$, Reynolds number $Re = v_o d_o \rho/\eta$ and Prandtl number $Pr = c\eta/K$ and K, ρ, c and viscosity η are for the gas. The heat flow coefficient is then

$$h = \frac{2K}{d_o} + 0.6\left[\frac{K^4 \rho^3 c^2}{\eta}\right]^{1/6}\left[\frac{V_o}{d_o}\right]^{1/2} \qquad (11)$$

Typical values of h for particles travelling at 100 m/s relative to He and Ar gas are given for particles of various size in Table 2. The heat transfer coefficient is improved by an order of magnitude by reducing particle size from 1 mm to 10 μm. Cooling in He rather than Ar increases the value of h by a factor of three.

After nucleation, solidification is governed by recalescence, during which the solid grows in an undercooled melt, with most of the heat of fusion being absorbed by the melt. It has been shown that very high values of h ($>10^6$ Wm^{-2}K^{-1}) would be required if the

Table 2.
Values for the heat flow coefficient during cooling of spherical droplets travelling at 100 m/s in Ar and He gases.

Droplet Diameter (μm)	h (W/mm^{2}K)	
	Ar	He
10	7.9×10^{-3}	2.3×10^{-2}
100	2.5×10^{-3}	7.2×10^{-3}
1000	7.9×10^{-4}	2.3×10^{-3}

melt were to be maintained at the supercooled temperature during recalescence *(Path 1 in Fig. 7)*. In fact, such values of h are not attained, and the undercooled melt is heated during recalescence, eventually approaching the equilibrium melting temperature T_m. Calculations show that external cooling has little influence on the thermal history during recalescence.

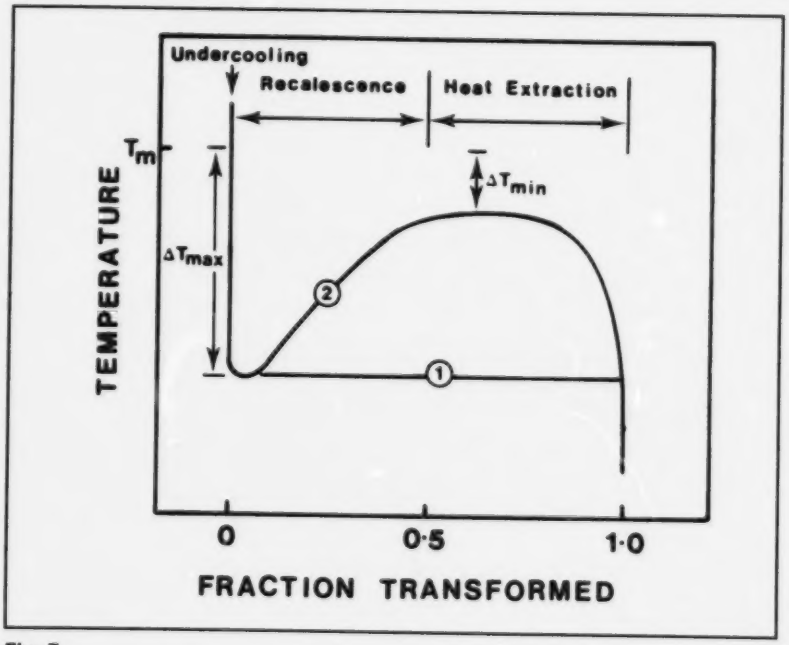


Fig. 7
Schematic plot of melt temperature versus fraction solidified of a molten droplet cooled by convection.

A regime of slow growth begins as melt temperature approaches T_m. The solidification rate is controlled by the external heat flow in this regime. The value of h is important in determining the minimum undercooling (ΔT_{min}) that is achieved during solidification.

The fraction of the droplet solidified at the point of transition from rapid solidification during recalescence, to the slow growth regime, may be estimated for the limiting case of adiabatic solidification. The heat of fusion released as volume V_s solidifies is equated to the heat required to raise the temperature of the remaining liquid to T_m

$$L_f V_s = \Delta T_{max} c_L (V - V_s) \quad (12)$$

For aluminum, undercooled by 200 K, only 50% of the melt will solidify before the transition occurs. Even with very large undercooling, a substantial proportion of the droplet may solidify at a relatively slow rate at temperature near T_m.

It may be concluded from the analysis of heat flow from an atomized droplet that interface velocities and undercooling are increased by reducing the droplet radius, increasing the undercooling at nucleation and the heat transfer coefficient, although the last of these variables only becomes important toward the end of recalescence.

4. Rapid solidification processes

Many different methods of rapid solidification have been developed, and these have been reviewed in a number of articles [8, 10]. Production techniques may be divided into two categories: those which produce a thin strip or ribbon, and those that produce an atomized powder. The more common rapid solidification methods are briefly described below.

4.1 Production of Strip

A number of techniques have been developed in which rapidly solidified material is produced in the form of a strip or ribbon *(Fig. 8)*. In these processes, molten metal is spread on a cold substrate. Intimate contact between the melt and substrate leads to rapid heat transfer and cooling rates of 10^5 and 10^7 K/s may be obtained.

In *chill block melt spinning* [11, 12] a cylindrical stream of metal, usually ≤1 mm in diameter impinges on a chilled rapidly rotating substrate. The melt solidifies when it contacts the substrate forming a continuous ribbon approximately 3 mm in width and usually less than 50μm in thickness. This technique is readily applied to most al-

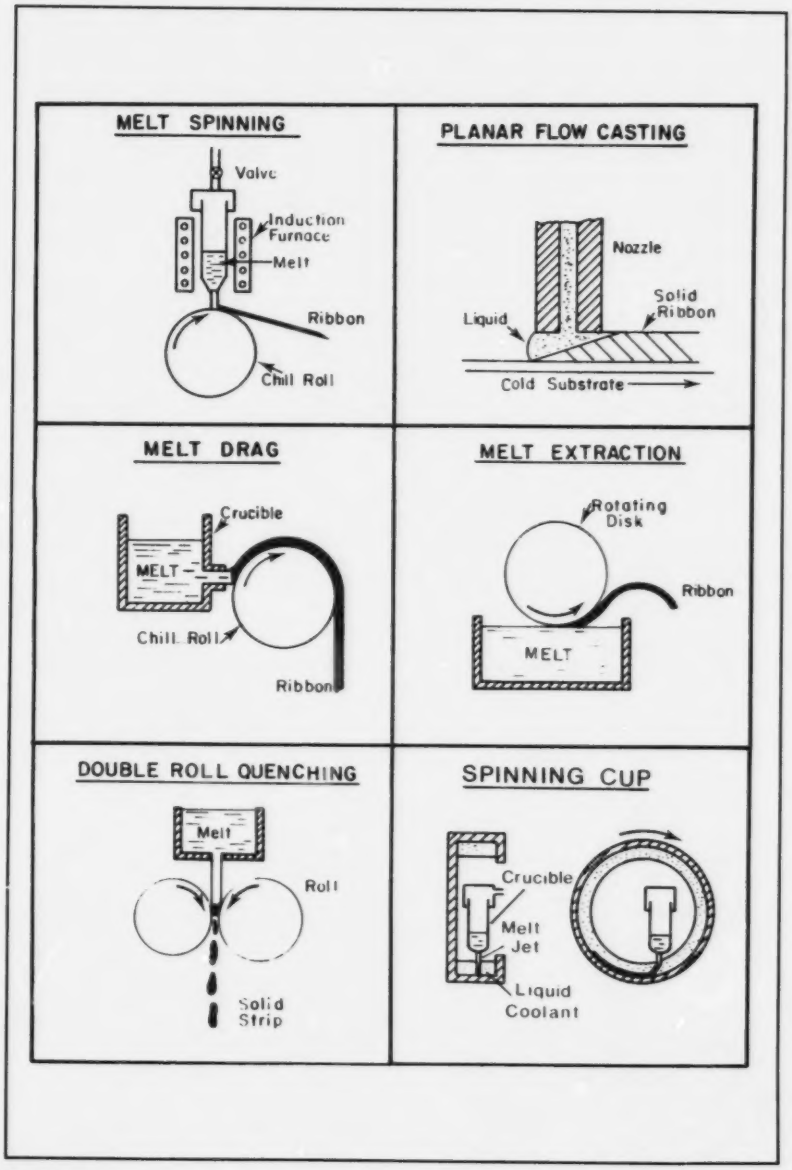


Fig. 8
Rapid solidification processes for the production of strip.

loys and is widely used in many laboratories. A notched wheel may be used to produce flake or powder.

To produce ribbons wider than 3 mm, it is necessary to hold a crucible with a slotted nozzle close to the rotating substrate so as to confine the melt between the nozzle and the substrate [13, 15]. This process is known as *planar flow casting.* By moving the crucible closer to the substrate, the uniformity of the quench rate is improved and the melt puddle is stabilized and suffers less perturbation. The width of the ribbon is equal to the width of the slot. Ribbons in excess of 150 mm wide have been produced in this manner.

In the *melt drag process* [16], the meniscus of liquid metal protruding from a nozzle, is brought into contact with the surface of a rotating substrate upon which it solidifies. As with planar flow casting, the width of the ribbon is controlled by the width of the nozzle slot. This process has been used extensively to produce aluminum alloys. Ribbons may be cast in thicknesses from 25 to 1000μm at speeds up to 18 m/s.

A rotating substrate is brought into contact with the surface of a melt pool in the *melt extraction process* [17]. The molten metal adheres briefly to the substrate as it cools before it is flung off. By using a serrated wheel it is possible to produce fibers or flake.

In *double roll quenching* [18], the melt is poured between two high speed contra-rotating rolls. To prevent solidification above the nip, the heat flow must be very closely controlled. Because heat is extracted from both sides of the melt, particles or strips as thick as 200μm may be produced while maintaining high cooling rates.

Similar microstructures are obtained in ribbons produced by all of these processes, with nucleation occuring at the chill block, and cells or dendrites growing through the thickness of the ribbon, *Fig. 9.* In regions of poor thermal contact with the substrate, equiaxed microstructures are occasionally observed.

Although the ribbon is solidified when it leaves the surface of the substrate, it may not have reached ambient temperature, and consequently the secondary cooling rate may have an important effect on microstructure and material properties. This is demonstrated in *Fig. 10* in which the microstructures of a Ni-Al bronze are compared after melt spinning and subsequent cooling in either Ar or He atmospheres or a water bath. Under equilibrium conditions, a high temperature β phase decomposes to form α copper solid solution and γ_2 phase. It is estimated that the melt spun ribbon leaves the surface of the wheel at 700 to 800°C, and the secondary cooling rate thus governs the kinetics of the decomposition of the β phase. It is seen in *Fig. 10,* that higher cooling rates, obtained with the more effective coolants, suppress the formation of the primary phase resulting in greater formation of β' martensite. Virtually no α phase is apparent

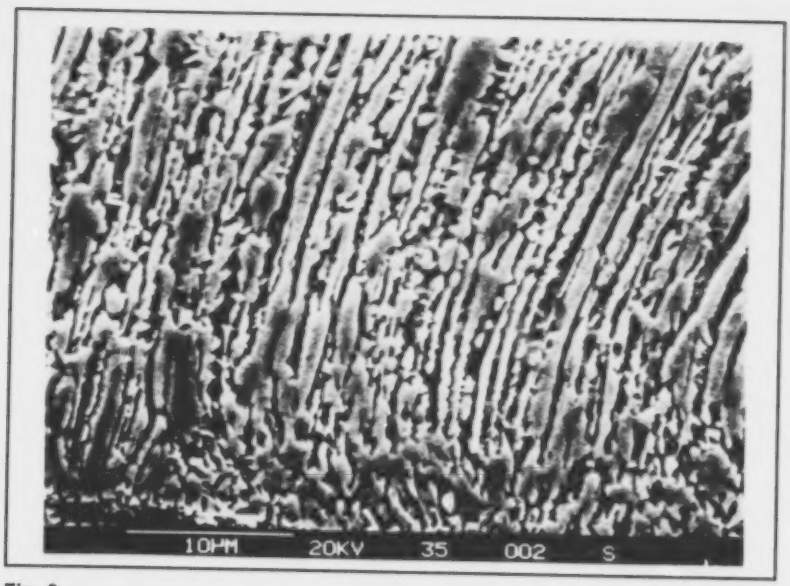


Fig. 9
Cellular structure in melt spun Cu-10 wt % Al - 3.15 wt % Fe. The surface contacting the substrate is at the bottom.

in the microstructure of the ribbon quenched in water.

Recently a process known as the *spinning cup method* has been developed for the production of fine, rapidly-cooled wires [19, 20]. A jet of molten metal is ejected through a nozzle into a layer of liquid coolant, usually water, which is held on the inner surface of a rotating drum by the centrifugal force. The melt is ejected at speeds of 3 to 15 m/s. To minimize turbulence, the speed of the drum is carefully adjusted so that the rotational velocity closely matches the melt velocity. Higher drum speeds may be used to produce powder. The process has been used to produce continuous wires with diameters from 60 to 200μm for a variety of metals including Fe, Ni, Al, Cu and Pb-based alloys. Estimated cooling rates range from 10^3 to 10^5 K/s. An interesting feature of the microstructures is that cells or dendrites tend to grow along the casting direction, whereas growth is transverse to the melt direction in melt spun ribbons cast on chill blocks.

4.2 Atomization Techniques

Most rapidly solidified crystalline alloys are produced as powders by the solidification of fine molten droplets falling through an

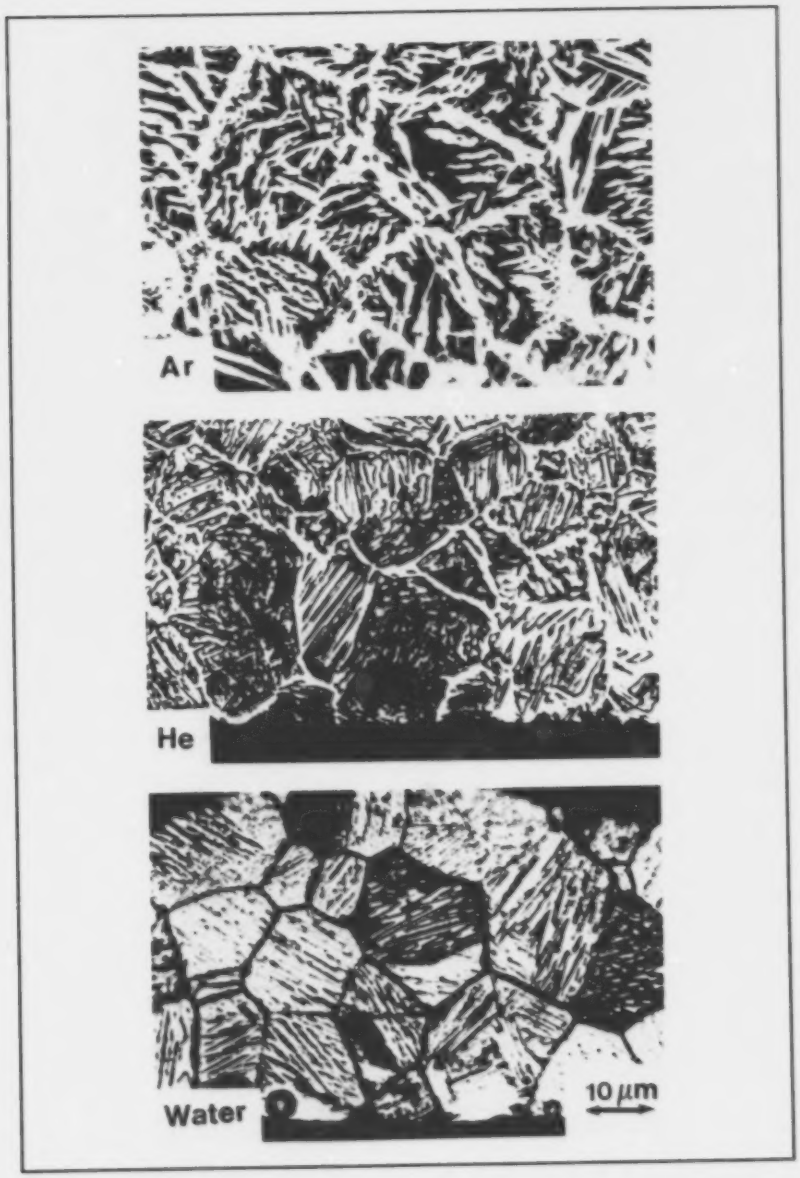


Fig. 10
Effect of secondary cooling rate on the microstructure of a Ni-Al bronze alloy. The melt spun ribbons were cooled in Ar or He atmospheres, or a water bath immediately after leaving the substrate.

inert atmosphere. To attain high cooling rates the droplet size must be small (≤150μm) and preferably of the order of 25 to 75μm. As well, in order that cooling rates, and the consequent microstructures and properties be uniform, it is desirable to have little variation in particle size. Various techniques have been developed to break up a melt pool or stream into a fine uniform spray. These are illustrated in *Fig. 11.*

In commercial *gas and water atomization* processes [21], the

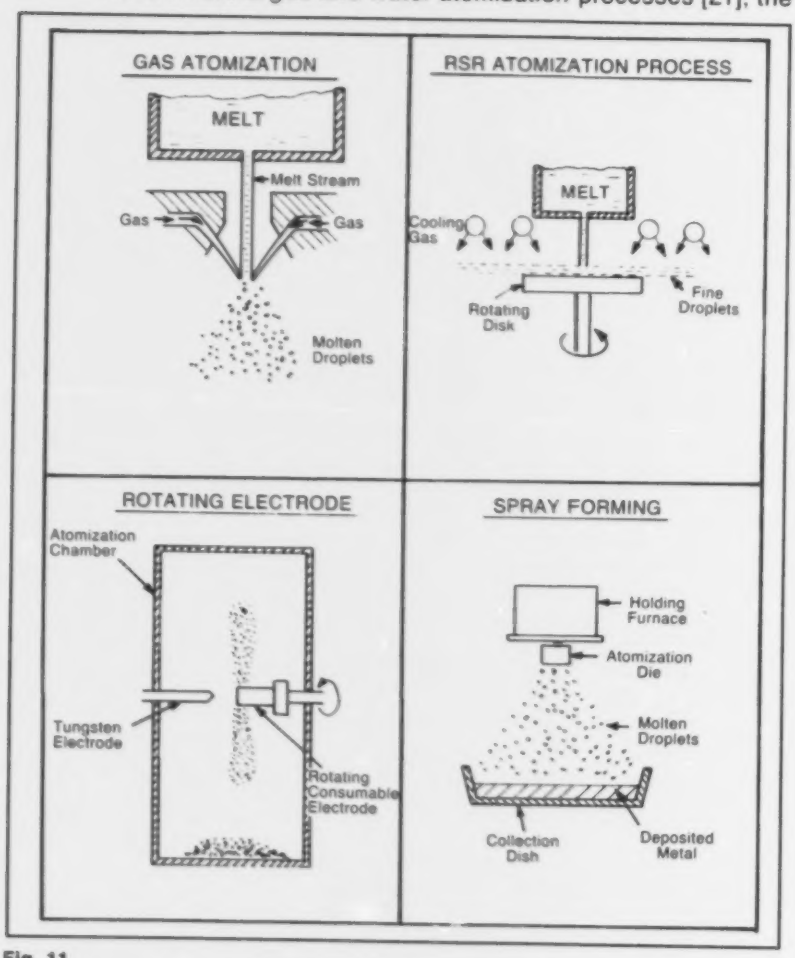


Fig. 11
Rapid solidification processes for the production of powder.

atomizing fluid (gas or liquid, usually water) impinges on a melt stream causing its disintegration into droplets which then solidify. Gas atomized powders solidify in flight at cooling rates of 10^2 to 10^3 K/s in the form of spherical powders. Water atomized powders are irregular in shape and cool at rates of 10^2 to 10^4 K/s. The best results have been obtained in gas atomization systems in which special designs have been used to obtain a uniform fine particle size [22]. In ultrasonic gas atomization, for example, high velocity gas pulses impinge on the melt stream to produce powders with a very narrow size distribution. Powders with average particle sizes of less than 20μm have been produced in this way.

Another method of atomizing powders, developed by Pratt and Whitney [23], directs a melt stream onto the face of a concave disk rotating at speeds up to 35 000 rpm. The centrifugal force imparted by the disk causes the melt to be thrown off as a fine spray. Particles produced by this technique are spherical. The technique, commonly known as the *RSR (rapid solidification rate) process*, has been used primarily to produce aluminum and nickel alloys. A major problem has been the deterioration of the disk, particularly when processing reactive high temperature alloys.

In the *rotating electrode process*, an arc is used to melt the end of a rod or tube rotating about its longitudinal axis at high speed. Droplets are thrown off tangentially and fully spheroidize before solidifying in flight. Although cooling rates are relatively low ($\sim 10^3$ K/s), this method offers the advantage that the melt is not contained in a crucible and, thus, contamination is minimized and containment problems are eliminated. The method is thus particularly attractive for producing high purity powders of reactive metals such as titanium and superalloys.

Plasma spraying is a method of depositing a surface coating on a component. The coating material is fed into an electric arc (plasma spraying) or gas flame (flame spraying) in the form of prealloyed powder, rod or wire, where it melts and is propelled towards the substrate on which it rapidly solidifies. A layer as thick as 100μm can be deposited in a single pass. Thick coatings can be built up by multiple passes, but previously deposited layers may be annealed in the process. However, with simultaneous gas cooling of the freshly deposited layer, it has been possible to obtain amorphous coatings as thick as 0.4 mm [24].

4.3 Surface Melting Processes

For applications involving wear or corrosion resistance, it may only be necessary to treat the surface of a component to develop a protective surface layer. A rapidly solidified surface layer may be de-

veloped by melting the surface by either *laser* or *ion beam heating* and allowing the heat to be conducted into the body of the piece below. Incident power densities of 10^4 to 10^8 W/cm^2 are used with energy transfer efficiencies of 10 to 25% for lasers and 80 to 95% for ion beam heating. With surface melting, there is no boundary layer between the melt and substrate and, thus, an important constraint to heat transfer encountered in other techniques is eliminated. Nonetheless, the maximum cooling rate achievable is still a function of the thickness of the molten surface region. It is found that temperature gradients in the solid and liquid phases, and solidification interface velocities are directly proportional to the absorbed heat flux, whereas, the melt depth is inversely proportional to the absorbed heat flux. Thus, it is possible to achieve higher cooling and solidification rates, than may be achieved by other forms of substrate cooling, by increasing the heat flux and reducing the dwell time. However, this is accomplished at the expense of melt depth and cooling rates of 10^5 to 10^6 K/s can only be achieved if the thickness of the surface modified layer is of the order of 100μm.

It may be desirable to use a second material of different composition and properties for a surface coating. In this case, repeated passes may be used to build up a thicker surface layer, but this has the disadvantage of annealing previously deposited material.

5. Consolidation

Rapidly solidified materials must be produced in the form of thin ribbons, wires or fine powders to achieve high cooling rates. Materials in these morphologies have, with a few exceptions, little practical value and means must be sought to consolidate the materials into more useable forms. Severe limitations on consolidation processes are imposed by the metastable nature of rapidly solidified microstructures. In general, consolidation processes must avoid prolonged exposure to high temperatures to prevent particle coarsening, precipitation, or decomposition of metastable phases. Thus, standard powder consolidation techniques, such as sintering and hot isostatic pressing (HIP), are inappropriate. Not all rapidly solidified materials are metastable and when rapid solidification is used to reduce macrosegregation, chemical homogeneity is not sacrificed by conventional consolidation. In fact, homogenizing heat treatments benefit greatly by the reduced secregation characteristic of rapidly solidified material.

5.1 Composite Materials

The most straightforward procedure of binding particulates into a bulk form, is to embed the particulates in a suitable matrix, thereby producing a composite material. This approach has been suc-

cessfully applied to Fe-Nd-B permanent magnet alloys, in which rapidly solidified powder is incorporated into a epoxy binder to produce a magnetic component [25]. In a similar fashion, iron base particulates have been used to reinforce concrete and castable refractories.

5.2 Hot Working

Applications which exploit the mechanical properties of rapidly solidified materials require compaction to a high percentage of theoretical density. This is most commonly accomplished by cold compaction followed by hot extrusion, rolling or forging. In most cases it is critical that the deformation produce a strong shear component to break up surface oxides and promote interparticle welding. A nonuniform distribution of oxides may be detrimental to the mechanical properties, and so it is essential to achieve a homogeneous oxide dispersion. The consolidation of aluminum powders, in which the presence of oxide is inevitable, has been studied extensively [26]. The results provide some insight into the work conditions required to disperse particle surface oxides to the point that they are no longer detrimental to mechanical properties. Hot pressing may cause surface oxides to be broken up if they are brittle, but the oxides do not move away from prior powder particle interfaces. The presence of these oxides prevents complete bonding at particle boundaries. Unidirectional forging or light extrusion cause the powder particles to be stretched in the direction of flow. The oxides are still associated with prior particle boundaries, but are aligned into stringers which are continuous and interconnected throughout the material.

Once the particles are stretched beyond a critical strain (extrusion ratio ~7:1), fracture in the longitudinal direction is no longer associated with oxide stringers because the stringers run perpendicular to the fracture. On the other hand, transverse properties are particularly sensitive to the presence of oxide stringers. The intrinsic values of the transverse yield strength (YS) and notched tensile toughness (NTS/YS) are not achieved until the oxide particles are uniformly dispersed throughout the material. For extrusion of round or square bars, an extrusion ratio of 24:1 is required to produce the turbulent material flow necessary to distribute the oxide particles uniformly.

Recently, cold compaction of rapidly solidified materials by extrusion has been explored [27]. To reduced press loads and minimize adiabatic heating, multiple reduction steps are necessary with intermittent cooling. To improve the distribution of oxides originating at particle surfaces, alternate reduction/re-expansion processes may be effective *(Fig. 12)*. The flow pattern arising from the re-expansion should disrupt the oxide stingers and rotate them away from the extrusion axis. A series of reduction/expansion steps should provide an

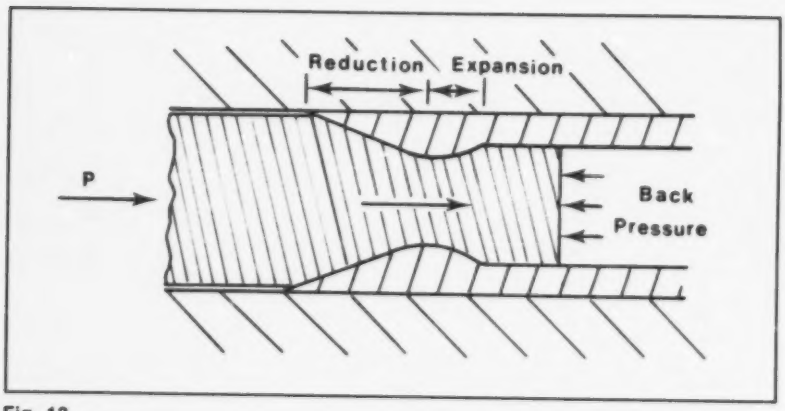


Fig. 12
Extrusion reduction/expansion process for the consolidation of rapidly solidified particulates.

oxide distribution which is more favourable to isotropic mechanical properties.

5.3 High Energy Rate Compaction

High energy rate compaction techniques have been used successfully to consolidate metastable materials, including metallic glasses. In these processes a shock wave generated either by detonation of an explosive or by an impacting high-speed projectile, passes through a powder compact. Friction and localized strain cause very rapid heating at the particle boundaries. Sufficient heating occurs for melting to occur, thereby ensuring good bonding between the particles. Because only the surfaces of particles are heated, the interior of each particle acts as a heat sink so that heat generated at the boundaries is dissipated rapidly. It has been estimated that cooling rates may be as high as 10^8 to 10^{10} K/s during resolidification of melted regions [28], and the fine grained microstructures observed in the boundary regions are consistent with such predictions [29].

A number of conditions must be met during high energy rate compaction for the process to be successful.

1. Pressures 2 to 3 times the yield stress of the alloy are required to obtain the large particle shape change necessary to achieve complete densification.

2. Localized adiabatic deformation is required at particle boundaries to heat and clean the particle surface and eventually to melt a thin film. The localization of strain, and the speed at which strain occurs

are important parameters in this process. The speed will determine the balance between the rate at which energy is deposited around the particle boundaries, and the rate at which it is conducted away. Strain localization will, in part, be determined by the ability of the material to soften under deformation. Particle morphology is also important. Spherical powders are more readily consolidated than irregular powders because surface deformation and sliding are more uniform. Although considerable material flow and mechanical interlocking are obtained with irregular powders, there is little metallurgical bonding.

3. Overheating the bulk material must be avoided if the metastable nature of rapidly solidified material is to be retained. Because the volume of material melted is directly related to the pressure of the shock wave, care must be taken to avoid excessive pressure. For a given pressure it is found that the maximum particle surface temperature decreases with decreasing particle diameter and, thus, the energy required to achieve a specified degree of melting must increase with decreasing particle size. This fact places a size constraint on the particles because the energy required for bonding will produce a large increase in the residual temperature of the consolidated material if the powders are too fine [31].

Aluminum [28, 30], copper [31], steel [30, 31] and Ni-base superalloys [30, 10] have all been consolidated by high energy rate compaction. Typical processing parameters are given in Table 3. Processing parameters are alloy dependent, and it is necessary to develop an appropriate set of process conditions to obtain good bonding with each alloy. In addition, high energy rate compaction processes produce high dislocation densities in the consolidated material, which may be detrimental to mechanical properties.

The geometry of the high energy rate compaction process presents its own difficulties [33]. A cylindrical configuration *(Fig. 13)* is perhaps the best setup for samples of large aspect ratio. In this arrangement, a tube containing powder to be compacted is placed within an outer tube containing an explosive. The explosive is detonated from the top and the detonation front progresses from top to bottom. The cylindrical geometry eliminates the need for special measures to contain the sample during consolidation, because the explosive forces tend to be in balance, keeping the work piece in place. A disadvantage of this configuration is that the shock pulse converges along the central axis of the sample. The resultant high energy density and reflected pulses disrupt the compacted sample and invariably result in the formation of a hollow central channel. The effect of shock pulse convergence may be reduced by placing an energy absorbing rod or mandrel along the central axis. For this reason, this process is better suited to the production of tubular or ring forms.

Table 3.
Shock pressures necessary to consolidate various alloys [30].

Material	Pressure for 99% Density (GPa)	Pressure for Good Bonding (GPa)
Aluminum	1	3
Iron	3	4-5
Tool Steel	4-5	5-6
Ni-base Superalloy	6	6

A linear compaction geometry has been used in many cases *(Fig. 13b)*. The explosive is detonated above a driver plate which transmits a planar shock wave to the powder. The explosive forces are not balanced in this configuration and the compacted powder may be accelerated to a velocity as high as 1 km/s during passage of the shock wave. A suitable momentum trap must therefore be designed to decelerate the compact without damage.

5.4 Spray Forming

The need to consolidate rapidly solidified particulates can be completely eliminated by a process known alternatively as spray forming [34] or liquid dynamic compaction [35]. In this process, molten metal is sprayed into a collection dish until a desired thickness is achieved *(Fig. 11)*. The thin splats, produced as the semi-molten droplets contact predeposited material, cool at rate in excess of 10^3 K/s. Densities in excess of 90% of the theoretical are obtained, but some form of mechanical processing, such as forging or rolling, is subsequently required to ensure full density. Because molten metal is continuously being added to the surface, the solidified material below is constantly being reheated, and so the full benefits of rapid solidification are not realized. However, segregation effects may be substantially reduced by this process as compared to ingot technology. Low oxygen contents are obtained if the process is carried out in an inert atmosphere. This may be a particularly important advantage in alloys, such as aluminum, which are prone to oxide formation.

6. Applications of rapid solidification

The effects of rapid solidification have now been explored in a great many alloy systems. In a few cases, a rapid solidification technique provides an economic alternative to more conventional processing routes. A particular example is Transmet's production of aluminum flake by melt spinning, for use as a reflective roofing material [36]. Aluminum is used for this application because of its inherent

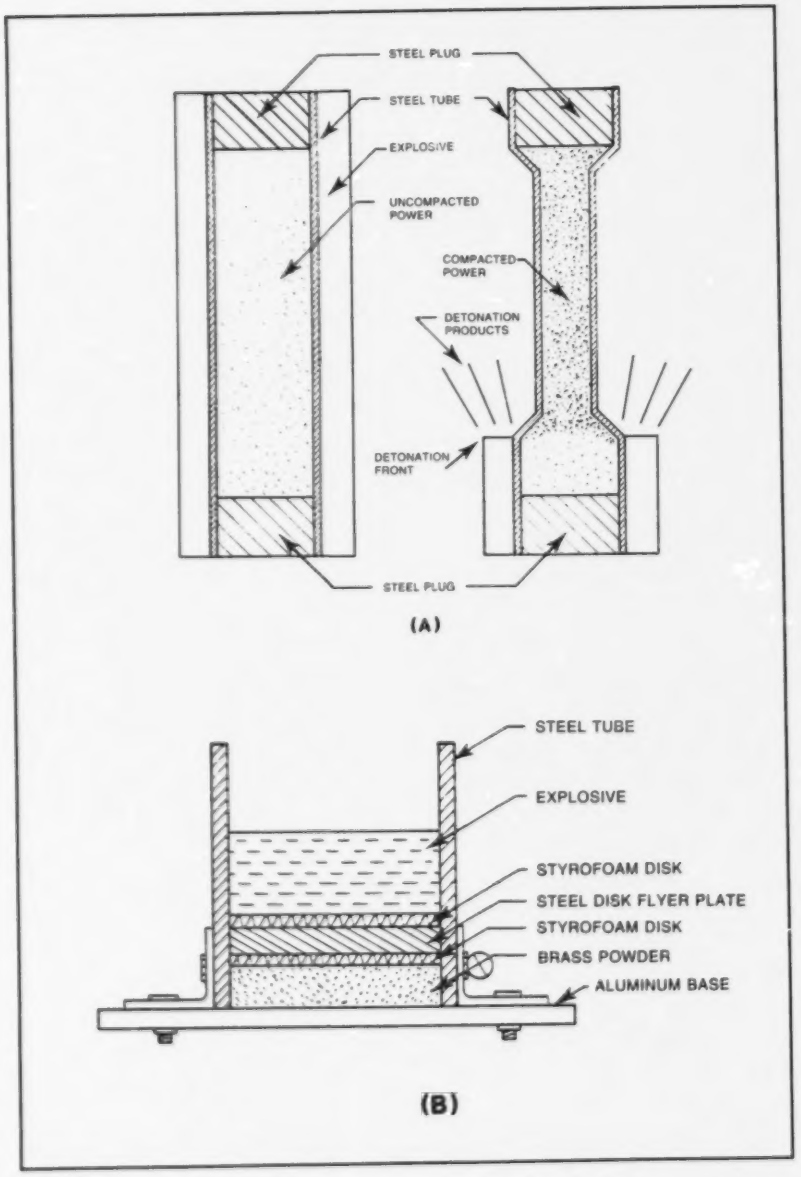


Fig. 13
Configurations for high energy rate compaction of rapidly solidified particulates: (a) cylindrical geometry; (b) linear geometry.

reflectivity and corrosion resistance, but no property benefits are conferred on the material by processing. Rather, melt spinning provides the most direct and economic means of producing a uniform flake material.

The objective of most rapid solidification research is to attain some property improvement(s), such as higher strength, better corrosion resistance, or high temperature stability. Such efforts have met with varying degrees of success. Although the microstructure homogenizing and refining effects of rapid solidification will produce, at least, small property improvements in most alloy systems, application of rapid solidification to conventional alloys that are already produced economically, is unlikely to justify the additional cost. The most successful applications are to alloys specially designed to take full advantage of rapid solidification to obtain microstructures and properties that cannot be achieved by conventional processes.

Mechanical property improvements and development of high temperature alloys have been important objectives of research. Corrosion and oxidation resistance applications have received less attention, but present some interesting possibilities. Rapid solidification has also played a very important role in the development of improved magnetic materials. In the following, a number of examples are discussed which illustrate how the full potential of rapid solidification can be implemented.

6.1 Mechanical Properties

Improvement of mechanical properties is perhaps the most obvious objective of rapid solidification processing. It has long been appreciated that grain size refinement, attainment of homogeneous dispersions of fine precipitates and reduced segregation distances (e.g. dendrite arm spacing), are beneficial to such properties as tensile strength, fracture toughness and fatigue life. Although property enhancement can probably be obtained in most alloy systems, improvement may be small when compared with properties obtained by other sophisticated processing schedules and, in general, do not justify the added costs. Exceptions occur with premium alloys such as tool steels and Ni-base superalloys where properties are sought which cannot be attained in any other material. In such cases, the extension of the material capabilities by even small increments may be economically justified.

The application of rapid solidification processing to tool steels is a good example of the improvements which can be achieved. Tool steels are traditionally processed by wrought ingot practice. Large rolling reductions are required to disperse hard brittle carbides formed by segregation during ingot solidification. Even so, banded precipitate structures are retained in the final product. In tool steels

processed by a powder metallurgy rapid solidification process, the finer dendrite size and absence of coarse precipitates ensure a more homogeneous distribution of fine precipitates throughout the metal. Refined microstructures have been shown to result in a number of benefits, including improved grindability, toughness and hot workability of the steel (Table 4). As well, rapidly solidified steels often respond more quickly to heat treatment, while demonstrating better cross-sectional uniformity of hardness and more uniform size changes during heat treating.

Table 4.
Comparison of properties of conventional T15 tool steel with T15 steel processed by a powder metallurgy route [37].

Property	Conventional	Powder Processing
Charpy C-Notch Impact Value (J)	5.4	19.0
Bend Fracture Strength (MPa)	2182	4675
Grinding Ratio*	0.6	2.2
Tool Life (min)**	30	180

* Grinding Ratio = Volume of Metal Removed ÷ Volume of Wheel Worn
** Tool life was determined during form turning of screw machine parts from Armco iron.

It has also been possible to increase the levels of carbon and precipitate forming elements in tool steels by means of rapid solidification processing. Vanadium is added to tool steels to promote the formation of VC which enhances wear resistance. When processed by conventional means, V content is limited to 5 wt % because of the detrimental effects of coarse vanadium carbides on hot workability, machinability and, ultimately, toughness in service. By means of rapid solidification processing, Crucible Metal Powders has manufactured an alloy containing 10 wt % V for applications requiring maximum wear resistance in combination with good toughness.

Rapid solidification also appears to be making significant inroads in the development of Cu-Ni-Sn alloys. These alloys (approximate composition Cu-15 Ni-8 Sn), which age harden by spinodal decomposition, exhibit high strength (~1000 MPa) and resistance to stress relaxation at temperatures up to 250°C, which make them attractive for application as electronic connectors and springs. Production of these alloys by continuous casting followed by rolling results in sheet with non-uniform properties due to severe segregation of tin in the as-cast material. Pfizer has now produced sheet by roll compaction of rapidly solidified atomized powders, thereby achieving homogeneous microstructure and uniform properties throughout the sheet [38].

The development of Al-Li alloys presents another example of the use of rapid solidification to improve mechanical properties. Lithium additions to aluminum increase the strength and modulus (by 6% per wt % Li) while, at the same time, reducing density (by 3% per wt % Li). Thus, lithium additions may be used to obtain a significant enhancement of the strength to weight ratio, which is a critical design parameter in the aircraft industry. Until recently, development of Al-Li alloys by wrought ingot technology has been limited by severe segregation and poor ductility, the latter associated with strain localization caused by shearing of coherent Al_3Li particles. Grain refinement achieved by rapid solidification reduces slip distances and consequently, stress concentrations at grain boundaries, resulting in enhanced ductility. Segregation is also greatly reduced. Aluminum-lithium alloys containing 1 to 3 wt % Li processed by the hot extrusion of atomized powders have demonstrated improved strength, ductility and fatigue properties [39].

6.2 High Temperature Alloys

An application of rapid solidification processing which appears destined for success is the development of microstructures which are stable to high temperatures relative to the melting point of the alloy in question. The common strategy has been to use rapid solidification as a means of producing a fine dispersion of stable precipitates throughout the matrix. A dispersion of precipitates of appropriate size and distribution effectively pins grain boundaries, thereby preventing grain growth or recrystallization and thus, imparting strength and creep resistance to the material. To achieve success, the precipitates themselves must be resistant to coarsening if a proper precipitate distribution is to be maintained for prolonged periods at high temperature.

Conventional aluminum alloys lose much of their strength at temperatures between 100 and 150°C because of precipitate coarsening at these temperatures. Rapid solidification has been used as a means of introducing transition metal and rare earth elements into aluminum alloys to form a fine dispersion of inter metallic precipitates during processing. These elements diffuse very slowly in aluminum because of the large difference in atomic size, and consequently, the precipitates are very stable. Alloys developed by Alcoa (Al-8 Fe-4 Ce) and Pratt and Whitney (Al-8 Fe-2 Mo) remain resistant to recrystallization at temperatures as high as 300°C *(Fig. 14)* [40]. Development of high temperature aluminum alloys is aimed at replacing Ti components in airframes and high performance gas turbines [41].

In titanium alloys, the rare earth elements yttrium, erbium and neodymium are added for the purpose of forming stable precipitates. The oxides of these elements appear as coarse particles along grain

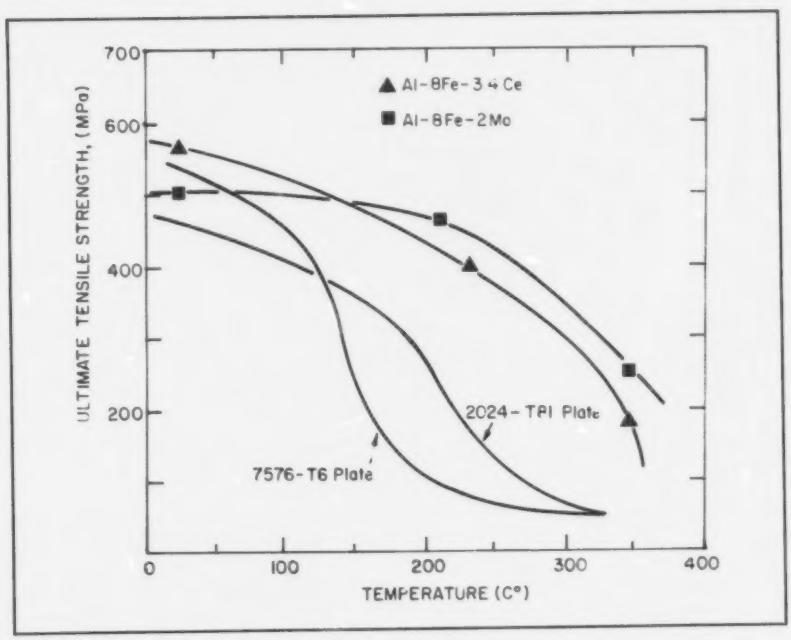


Fig. 14
Comparison of the temperature dependence of ultimate strength of rapidly solidified alloys, strengthened by stable precipitates, with conventional high strength aluminum alloys [40].

boundaries in cast microstructures. With rapid solidification, sizeable quantities of the rare earth elements (~1 wt %) are taken into solid solution. These elements scavenge oxygen during solid state processing, producing large volume fractions of finely dispersed oxide precipitates distributed uniformly throughout the matrix [42]. Improved strength and an order of magnitude enhancement of creep rate and stress rupture values have been obtained through the development of the incoherent dispersoids in Ti-Er and Ti-Nd alloys [43].

Similar attempts to improve microstructure stability have been tried in many alloy systems with varying degrees of success. Other examples include stabilization of austentic stainless steels by TiB_2 [44], and ZrO_2 strengthening of Cu-base alloys [7].

6.3 Corrosion Resistance

It has been suggested that rapidly solidified stainless steels should exhibit enhanced corrosion resistance because of improved chemical homogeneity. This conjecture has not been born out by ex-

periment. In chloride-free solutions, rapidly solidified steels of compositions similar to 304, 316 and 410 stainless steels showed electrochemical behaviour virtually identical to that of similar alloys processed by conventional means [45]. A slight improvement in pitting resistance in chloride-containing environments has been demonstrated in a rapidly solidified 304 stainless steel [46]. The use of rapid solidification to improve the properties of standard austenitic or ferritic stainless steel compositions is a misapplication of the technology because the alloys perform well when processed by conventional means. The microstructures of conventional wrought stainless steel are relatively homogeneous, and any microstructural effects produced by rapid solidification are unlikely to alter the formation of the protective Cr_2O_3 film on the steel. Hence, there is little to be gained in terms of corrosion resistance by rapidly solidifying stainless steels.

Recent work at CANMET has made use of rapid solidification in an effort to improve the corrosion resistance of aluminum bronzes. In these alloys it is recognized that additions of Fe improve corrosion resistance because Fe aids in the formation of an adherent oxide film and reduces the electron conductivity of the film [47]. In ingot or wrought alloys, the solubility of Fe is limited to 1.5 wt % and thus only a small amount of Fe is distributed uniformly throughout the matrix. However, with rapid solidification the solubility of Fe in Cu-6 wt % Al alloys can be extended to, at least, 8 wt %. Preliminary tests have shown a marked enhancement in the corrosion resistance of rapidly solidified alloys as compared with sand cast alloys of similar composition *(Fig. 15)* [48].

Improved oxidation resistance of rapidly solidified type 303 stainless steel is another example of a case in which rapid solidification may have a beneficial effect on the formation of a protective film [49]. The enhanced oxidation resistance of rapidly solidified material is attributed to the fine grain size (5 - 8μm) and the uniform distribution of fine MnS precipitates throughout the matrix. The fine grain size promotes rapid formation of protective Cr_2O_3 and SiO_2 films, because Cr and Si are transported to the surface along grain boundaries. The fine MnS particles pin grain boundaries, and thus, restrain grain growth at high temperature. This aids self-healing of the film by permitting rapid grain boundary transport of Cr to the surface. As well, convoluted SiO_2 intrusions are observed growing into the grains in the rapidly solidified alloy. It is hypothesized that these intrusions grow preferentially around MnS particles. The intrusions serve to anchor the protective film and reduce spalling in the rapidly solidified alloy.

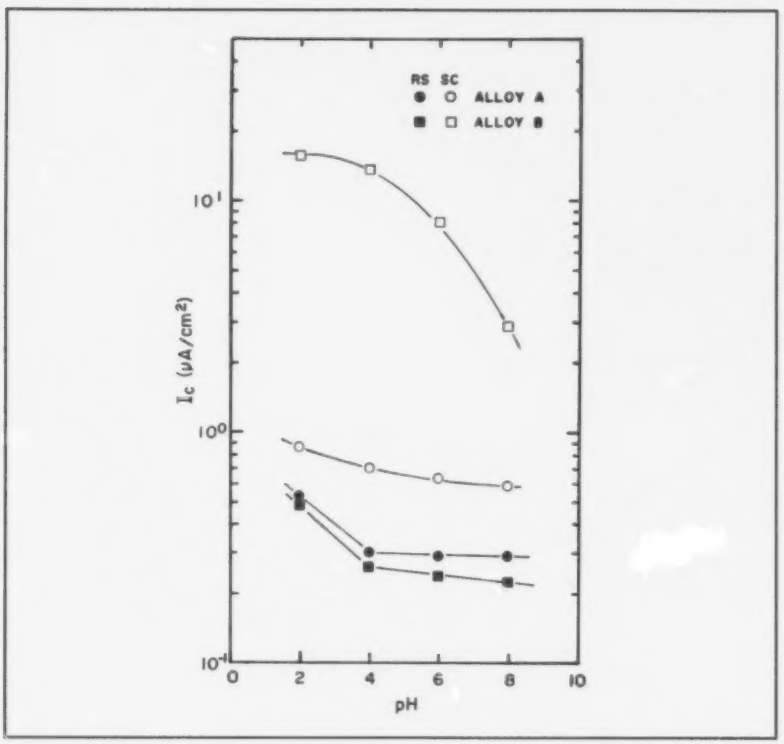


Fig. 15
Variation of corrosion rate (I_c) with pH for alloys A (Cu - 6.4 Al - 2.4 Fe) and B (Cu - 10.1 Al - 3.1 Fe) in a 0.15N Na_2SO_4 solution. Rapidly solidified alloys (RS) are compared with alloys which have been sand cast and annealed (SC) [48].

6.4 Soft Magnetic Alloys

The addition of silicon to iron produces a valuable improvement in soft magnetic properties. Silicon additions increase permeability and decrease eddy current and hysteresis losses by increasing resistivity and decreasing magnetostriction. For these reasons, iron silicon alloys with up to 3.5 wt % Si are widely used for transformer sheets and rotating devices like motors and generators. Commercial silicon sheet steel is supplied in non-oriented and oriented grades. The non-oriented grade has a (100) [0VW] texture and the oriented grade has a (110) [001] texture which gives improved magnetic properties. Further improvement of the magnetic properties is obtained with silicon concentrations greater than 3.5 wt %. A minima in coercive force and hysteresis loss occur at 6.5 wt % Si. However, addi-

tions of Si beyond 3.5 wt % Si cause severe embrittlement due to the formation of intermetallic phases. This prevents the use of conventional rolling and casting techniques for the production of thin sheets.

Chill block casting techniques have been examined as a means of directly producing thin strips of Fe-6.5 wt % Si with improved ductility [50, 51]. Ductile ribbons can be obtained, provided the ribbon does not exceed a critical thickness (approximately 40μm). Melt spun ribbons exhibit a mixture of columnar and equiaxed grains with an average grain size of 10 to 15μm [52].

Although the grain size is refined by rapid solidification, the improved ductility is attributed to the reduced presence of the ordered B2 phase which forms between 800 and 575°C. Because melt spun ribbons probably leave the substrate surface at a temperature in excess of 800°C, it is the secondary cooling rate which determines the extent of B2 phase formation. Greater precipitation of the B2 phase will occur in thicker ribbons which cool more slowly after leaving the substrate, thus accounting for the poor ductility in thick ribbons.

The properties of melt spun and annealed Fe-6.5 wt % Si ribbon are compared with those of a conventional oriented Fe-3 wt % Si alloy and ingot cast Fe-6.5 wt % Si in Table 5. The magnetic saturation B_s is a function solely of the silicon content and is unaffected by the processing route. The coercive force is dependent on both processing and composition. The lowest coercive force is obtained in the ingot cast 6.5 wt % Si alloy. This material is brittle and can be

Table 5.
Comparison of the properties of Fe-6.5 wt % Si with conventional non-oriented and oriented Fe-3 wt % Si steels

Property	Fe-6.5% Si			Fe-3 wt % Si	
	As-Cast	Melt Spun	Melt Spun and Annealed 1 hr at 1200°C	Non-Oriented	Oriented
Grain Size (μm)	1300	13	112	–	–
Bend Number*	0.1	4.6	5.5	–	–
Coercive Force (Oe)	0.14	1.63	0.65	0.23-0.65	0.05-0.10
Magnetic Saturation	18.09	18.09	18.10	20.1	20.1
Core Loss at 1.5T and 60 khz	?	3.81	1.35	2.65	0.96

* Bend number is a measure of ductility. It is equal to the number of successive bends back and forth between sharp 90 degree radii before fracture occurs.

processed only with great difficulty. The coercive force of the melt spun ribbon is comparatively high (Hc = 1.30 Oe), but can be reduced by annealing (Hc = 0.65 Oe after 1 hr at 1200°C). This heat treatment produces grain growth and sharpens the (100) [0VW] texture component of the as-quenched ribbon, so that it is similar to the commercial non-oriented grade.

It seems feasible that chill block casting techniques could be used for producing Fe-6.5 wt % Si alloys with improved soft magnetic properties. The success of this approach will, in part, depend upon optimizing the cooling rate in the temperature range between 800 and 500°C during casting and later annealing treatments, because it is the cooling rate that determines the maximum thickness of ductile ribbon which can be obtained.

6.5 Fe-Nd-B Permanent Magnets

One of the most important applications of RST has been in the development of Fe-Nd-B permanent magnet alloys. In late 1983 a new phase $Nd_2Fe_{14}B$ was identified in a melt spun ternary $Fe_{83}Nd_{13}B_4$ alloy [53]. It was quickly discovered that this alloy possessed some very attractive magnetic properties. In this phase, magnetization is highly anisotropic because of the low symmetry of the tetragonal crystal structure, and the presence of Nd atoms with asymmetric 4f electron distribution. This unique intrinsic property produces very large coercivity, Hc, in magnets fabricated from this alloy, assuring that the magnet cannot be easily demagnetized by stray fields. In these alloys, high coercivity is combined with high magnetic induction (B_r = 14 kG) [54], typical of magnetic ferrous alloys. The product of Hc and B is the measure of the magnetic energy storage capacity of the alloy. A value of 64 MGOe has been reported for a $Nd_2Fe_{14}B$ single crystal [55].

Initially, magnets have been fabricated from Fe-Nd-B alloys by pulverizing brittle melt spun ribbons, and compacting the particulates with an epoxy binder. This process gives a very fine grain size (10-50 nm). Although individual grains are magnetically anisotropic, the grains are oriented isotropically as a result of processing. The dispersion of magnetic moment direction lowers the effective magnetic induction along the main axis of the magnet. Together with the high defect content introduced during processing, the two combine to significantly lower the energy product compared with a single crystal (Table 6). Magnets produced from pulverized ribbon bound by epoxy give energy products of 9 MGOe, which is still a relatively high value when compared with other permanent magnet materials (Table 7). It has recently been shown that elevated temperature die pressing may be used to obtain a preferred grain orientation and thereby increase the energy product to approximately 15 MGOe [56]. The dis-

covery that plastic flow occurs at 700°C (57) opens opportunities for further improvements and, indeed, an energy product of 40 MGOe has already been reported in hot-worked material.

Table 6.
Properties of rapidly solidified Fe-Nd-B permanent magnets.

	Magnetic Orientation	$(B_rH)_{max}$ (MGOe)
Pressed with binder	Isotropic	9
Hot pressed	Isotropic	14
Hot formed	Aligned	25-40
Single crystal	Aligned	65.6

Table 7.
Typical compositions and hard magnetic properties of permanent magnetic alloys.

Magnetic Alloys	Typical Composition	Processing to Induce Coercivity	Br (kG)	Hc (kOe)	$(BH)_{max}$ (MGOe)
Steels	Fe-Co-W-Cr-C	Quenching	10	0.2	1
Ceramic ferrites	$SrO.6Fe_2O_3$	Sintering of particulates with magnetocrystalline anistropy	4	3	4
Cast Alnico's	Fe-Al-Ni-Co	Spinodal decomposition	7-13	0.4-1.7	1.2-9
Samarium - Cobalt	$SmCo_5$,Sm_2Co_{17}	Sintering of particulates with magnetocrystalline anisotropy	8-12	8-10	19.30
Iron-Neodymium-Boron	$Nd_2Fe_{14}B_2$	Rapid quenching or sintering of particulates with magneto-crystalline anistropy	10-14	10-12	25-45

The $Nd_2Fe_{14}B$ phase can be obtained in powders produced by conventional powder metallurgy. Sumitomo has produced sintered powders with an energy product of 36 MGOe [58]. However, in sintered magnetic alloys, domain wall pinning is crucial. Whereas, the domain size appears to be comparable with the microcrystalline grain size in rapidly solidified material, the domain size is smaller than the comparatively coarse grain size of the P/M powders so that domain walls exist within the grains. Therefore, provision must be made to

ensure that domain walls are pinned by grain boundaries and/or precipitated Fe and Fe-Nd compounds during processing of the P/M powders.

In addition to improved magnetic properties, Fe-Nd-B alloys also have mechanical properties that are superior to other permanent magnet materials, including Co-Sm, ALNICO alloys and ferrites. Tensile strengths are higher, and the alloys are more easily ground and machined. One problem with the $Nd_2Fe_{14}B$ is its low thermal and magnetic stability. The Curie temperature, T_c , is approximately 300°C, much less than $SmCo_5$ for which T_c is approximately 724°C. Substitution of Co for Fe is a means of significantly increasing the Curie temperature [59].

General Motors, which has pioneered the development of Fe-Nd-B alloys by rapid solidification, will use their product, called Magnaquench, in the starter-motors of some 1986 car models. A 50% reduction in motor size and weight is achieved in the redesigned motor as a result of the high magnetic strength of the magnets employed. The potential for reducing the size and weight of magnetic components is particularly attractive for applications in transportation and robotics.

7. Conclusions

The technology of rapid solidification has now been evolving for 25 years. Whereas, some applications of this technology are well developed, there is still much to be learned and the full potential of rapid solidification processing has yet to be realized.

The material property improvements achieved by rapid solidification are the result of microstructure modifications which occur when a melt solidifies at very high rates. These modifications include: refined grain size, enhanced solid solubility, refined segregation patterns and development of metastable phases. The kinetic and thermodynamic principles underlying these phenomena are well understood. Although relations describing the kinetics and thermodynamics of the solidification process have been developed, the parametric data required to solve these relations is generally unavailable. Consequently, our ability to predict the effects of rapid solidification quantitatively in any particular alloy system is very limited and development of new alloys by RST is still empirical.

The rate of heat transfer from a solidifying melt determines the solidification rate. Although the physics of heat transfer processes are well understood, values for critical parameters, such as the heat transfer coefficients, are unavailable and limit our ability to fully optimize rapid solidification processes. Nevertheless, the technology

of producing rapidly solidified material is well developed and a large number processes exist for the production of rapidly solidified ribbon, wire or powder.

Until recently, greater attention had been focused on production methods than on consolidation techniques. However, it is now apparent that the inability to consolidate rapidly solidified materials, while maintaining their metastability, is a major impediment to applying the technology. Greater effort is now being directed towards developing more appropriate consolidation procedures. Such processes as hot working and cold working, high energy rate compaction and spray forming appear promising, but require further improvement before they will be widely applicable.

Rapid solidification has been applied to a wide range of alloys to enhance their properties with varying degrees of success. It must be realized that rapid solidification is not a magic tonic which will greatly improve the properties of every alloy to which it is applied. To take full advantage of rapid solidification processing, alloys must be carefully designed with a complete understanding of the microstructure modifications which are likely to occur. In future, this careful alloy design and further optimization of production and consolidation techniques are likely to result in many more applications of RST.

References

1. H. Jones, Rapid Solidification of Metals and Alloys, Institution of Metallurgists, London (1982).
2. W.A. Tiller, K.A. Jackson, J.W. Rutter and B. Chalmers, Acta Metall., *1*, 428, (1953).
3. W.W. Mullins and R.F. Sekerka, J. Appl. Phys., *35*, 444 (1964).
4. S.R. Coriell and R.F. Sekerka, in Rapid Solidification Procesing Principles and Technology, ed. by R. Mehrabian, B.H. Kear and M. Cohen, Claitor, Baton Rouge, La (1980), p. 35.
5. R. Mehrabian, Int. Met. Rev., *27*, 185 (1982).
6. W.E. Brower, R. Strachan and M.C. Flemings, Cast Met. Res. J., *6*, 1976 (1970).
7. V.K. Sarin and N.J. Grant, Metall. Trans., *3A*, 875 (1972).
8. H. Jones, in Ultra-rapid Quenching of Liquid Alloys, ed. H. Herman (Treatise in Materials Science and Technology, Vol. 20), Academic, New York, (1981), p. 1.
9. C.G. Levi and R. Mehrabian, Metall. Trans., *13A*, 221 (1982).
10. S.J. Savage and F.H. Froes, J. of Metals, *36*, 20 (1984).
11. R.W. Jech, T.J. Moore, T.K. Glasgow and N.W. Orth, J. of Metals, *36*, 41 (1984).
12. H.H. Liebermann, Mater. Sci. and Engng., *43*, 203 (1980).
13. M.C. Narashimhan, Continuous Casting Method for Metallic Amorphous Strips, Allied Chemical Corp., Morristown, N.J., U.S. Patent No. 4,221,257 (Sept. 9, 1980).
14. M.C. Narashimhan, Continuous Casting Method and Apparatus for Structurally Defined Metallic Strips, Allied Chemical Corp., Morristown, N.J., U.S. Patent No. 4,212,343 (July 15, 1980).
15. H. Fiedler, H. Muhlback and G. Stephani, J. Mater. Sci. *19*, 3229 (1984).
16. J. Hubert, F. Mollard and B. Lux, Z. Metallk. *64*, 835 (1973).
17. R.E. Maringer and C.E. Mobley, in Rapidly Quenched Metals III (Proc. of the Third Int. Conf. on), ed. by B. Cantor, Metals Society, London (1978), p.49.
18. J. Ishihara and I. Ikuta, in Rapidly Quenched Metals (Proc. of the Fourth Int. Conf. on), ed. by T. Masumoto and K. Suzuki, Japan Inst. of Metals, Sendai, Japan (1982), p. 19.
19. I. Ohnaka, Int. J. of Rapid Solidification, *1*, 219 (1984-85).
20. R.V. Raman, A.N. Patel and R.S. Carbonara, Progr. in Powder Met., *38*, 99 (1982).
21. A. Lawley, Int. J. Powder Met. and Powder Technol. *13*, 169 (1977).
22. N.J. Grant, J. of Metals *35*, (1), 20 (1983).
23. A.R. Cox, J.B. Moore, and E.C. Van Reuth, Proc Third Int. Symposium on Superalloys, Seven Springs PA, Claitor's Publishing Division, Baton Rouge, LA (1976) 45.
24. M. Gagn and C. Roy, High Temp. Tech., 93 (1982).
25. W.J. Knight, J. of Metals, *38*, (1), 59 (1986).
26. Y.-W. Kim, W.M. Griffith and F.H. Fores, J. of Metals, *37*, (8), 27 (1985).
27. A.R. Austen, W.L. Hutchison and W.H. Feilbach, in Rapidly Solidified Materials, ed. by P.W. Lee and R.S. Carbonara, ASM Metals Park, Ohio (1986), p. 45.
28. T.C. Peng, S.M.L. Sastry, J.E. O'Neal and D. Brasher, Metall. Trans., *16A*, 1445 (1985).
29. D.G. Morris, in Rapidly Solidified Materials, ed. by P.W. Lee and R.S. Carbonara, ASM, Metals Park, Ohio (1986), p. 67.
30. D.G. Morris, in Rapidly Solidified Metastable Materials, Materials Research Society Symposia Proceedings, Vol. 28, ed. by B.H. Kear and B.C. Giessen, Elsevier, New York (1984), p. 145.
31. W.H. Gourdin, Metall. Trans., *15A*, 1653 (1984).

32. M.A. Meyers and B.B. Gupto, J. of Metals, *33*, 21 (1981).
33. R.W. Lyall, J.D. Sullivan and H. Shimizu, High Energy Rate Compaction of Rapidly Solidified Metal Powders, CANMET Contract Report
34. A.R.E. Singer, Powder Metallurgy, *25*, 195 (1982).
35. E.J. Lavernia, G. Rai and N.J. Grant, J. of Powder Met., *22*, 9 (1986).
36. R.M. Simon, Rapidly Solidified Aluminum Particulates - The State of the Art, presented at 1984 International Powder Metallurgy Conference, Toronto, June 17-22, 1984.
37. Anon., Metal Powder Report, 38, *475 (1983)*.
38. *C.R. Scorey, S. Chin, M.J. White and R.J. Levack, J. of Metals, 36*, (11), 52 (1984).
39. K.K. Sankaran and N.J. Grant, Mater. Sci and Engng., *44*, 213 (1980).
40. T.E. Tietz and J.G. Palmer, in Advances in Powder Technology, ed. by G.Y. Chin, ASM, Metals Park, Ohio (1982), p. 189.
41. P.P. Millan, J. of Metals, *35*, (3), 76 (1983).
42. S.M.L. Sastry, P.J. Meschter and J.E. O'Neal, Metall. Trans., *15A*, 1451 (1984).
43. S.M.L. Sastry, T.C. Peng and L.P. Beckerman, Metall. Trans., *15A*, 1465 (1984).
44. G.M. Michal, T.K. Glasgow and T.J. Moore, in Rapidly Solidified Materials, ed. by P.W. Lee and R.S. Carbonara, ASM, Metals Park, Ohio (1986), p. 265.
45. W.F. Fossen and J.D. Sullivan, The Development of Rapidly Solidified Stainless Steel Alloys for P/M Applications, CANMET Contract Report
46. T. Tsuru and R.M. Latanisian, J. Electrochem. Soc., *129*, 1402 (1982).
47. J.M. Popplewell, R.J. Hart and J.A. Ford, Corrosion Science, *13*, 295 (1973).
48. L.E. collins, V. Mitrovic-Scepanovic and I. Thompson, in Rapidly Solidified Materials, ed. by P.W. Lee and R.S. Carbonara, ASM, Metals Park, Ohio (1986), p. 435.
49. G.J. Yurek, D. Eisen and A. Garrett-Reed, Metall. Trans., *13A*, 473 (1982).
50. M.J. Tenwick and H.A. Davies, Int. J. of Rapid Solidification, *1*, 143 (1984-85).
51. J. Wittlig, G. Frommeyer and E. Vogt, in Rapidly Solidified Materials, ed. by P.W. Lee and R.S. Carbonara, ASM, Metals Park, Ohio (1986), p. 273.
52. S.K. Das, N.J. DeCristofaro and L.A. Davis, in Rapidly Quenched Metals, (Proc. of the Fifth International Conference), ed. by S. Steeb and H. Warlimont, Amsterdam, (1985), p. 1621.
53. J.J. Croat, J.F. Herbot, R.W. Lee and J.E. Pinkerton, J. Appl. Phys., 55, 2078 (1984).
54. K.S.V. Narasimhan and J.J. DuPlessis, ASM Metals/Materials Technology Series, Publ. No. 8511-007 (1985).
55. N.C. Koon, B.N. Das, M. Rubinstein, J. Tyson, J. of Appl. Phys., *57*, 4091 (1985).
56. J.J. Croat, J.F. Herbst, R.W. Lee and F.E. Pinkerton, Appl. Phys. Lett., *14*, 148 (1984).
57. R.W. Lee, J. Appl. Phys. Lett., *46*, 790 (1985).
58. M. Sagawa, S. Fujimura, M. Togawa, H. Yamamoto and Y. Matsura, J. Appl. Phys., *55*, 2083 (1984).
59. C. Abache and H. Oesterreicher, J. Appl. Phys. *57*, 4112 (1985).

CHAPTER 9

Some Recent Developments in Aluminum Alloys

D.M. Moore and D.J. Lloyd

Alcan International Limited: Kingston, Ontario
P.O. Box 8400
Kingston, Ontario
CANADA K7L 4Z4

ABSTRACT

Three recently developed aluminum alloy systems are described, each one of which has extended the engineering performance of aluminum. A different metallurgical principle has been exploited in each of the cases described.

Conventional heat treatment principles are used to develop high specific strength and stiffness in the new Al-Li alloys. These alloys will form the basis of a new range of airframe materials.

Entirely different principles, involving a specific form of cast eutectic structure combined with subsequent mechanical working, are exploited to provide another series of aluminum alloys, exemplified by the Al-Fe-Mn system. The result is an extremely formable, medium strength, low cost alloy now finding widespread application in light gauge sheet and foil products.

In the third example, rapid solidification techniques are used to provide highly non-equilibrium structures which, when combined with a novel Al-Cr-Zr alloy composition, provide a material with exceptional high temperature stability which is expected to find application in the aerospace industry.

1. Aluminum-lithium alloys

Precipitation hardening is a well known phenomenon used widely as a strengthening mechanism for aluminum alloys. Examples, which date from the early decades of the century, are the Al-Cu and Al-Mg-Si systems which depend for their strength upon precipitation of forms of $CuAl_2$ and Mg_2Si respectively. The aircraft industry presently depends on rather more complex precipitation hardening alloys such as AA 2024(Al-Cu-Mg) and AA 7075(Al-Zn-Mg-Cu); all of these alloys depend upon having a relatively high solid solubility of the alloying elements at high temperatures (the solution treatment temperature), a sharply decreasing solubility at lower temperatures and hence the ability to precipitate a fine coherent or semi-coherent precipitate. All of the aluminum alloy systems exhibiting these phenomena have been exploited for at least forty years with one exception — the alloys based on Al-Li.

Al-Li alloys are not new, the first reported experiments dating back some 60 years (reference [1] describes the development of Al-Li alloys) but what is new is the ability to handle highly reactive molten lithium, and to successfully alloy it to aluminum on a commercial scale. In addition, alloy compositions to meet specific market needs have been developed. While there has been some development of Al-Li-Mg alloys, particularly in Russia, the Western European and North American developments have been mainly concerned with Al-Li-Cu and Al-Li-Cu-Mg alloys, both containing a small addition of Zr. For an up-to-date review of the overall alloy situation see Peel et al.[2]

The properties and performance of these new alloys are now considered in more detail in comparison with existing conventional aluminum alloys.

Figure 1 shows for a given aircraft structure, the weight savings that can be achieved by utilizing improvements in density, strength, stiffness and damage tolerance. A reduction in density, given that other properties are maintained, can be directly translated into structural weight reductions and is therefore the most desirable material improvement; Al-Li alloys are up to 10% less dense than conventional aluminum alloys.

Two alloys are under development by Alcan: Lital "A" which is a medium strength, damage tolerant alloy replacement for AA 2014 T6 and AA 2024 T3, and Lital "B" which is a high strength alloy replacement for AA 7075 T6. The composition of these alloys are given in *Figure 2*. The Al-Cu-Mg component of the alloy gives strengthening through precipitation of Al_2CuMg phase (S phase), which occurs in conventional aluminum alloys. This is a needle pre-

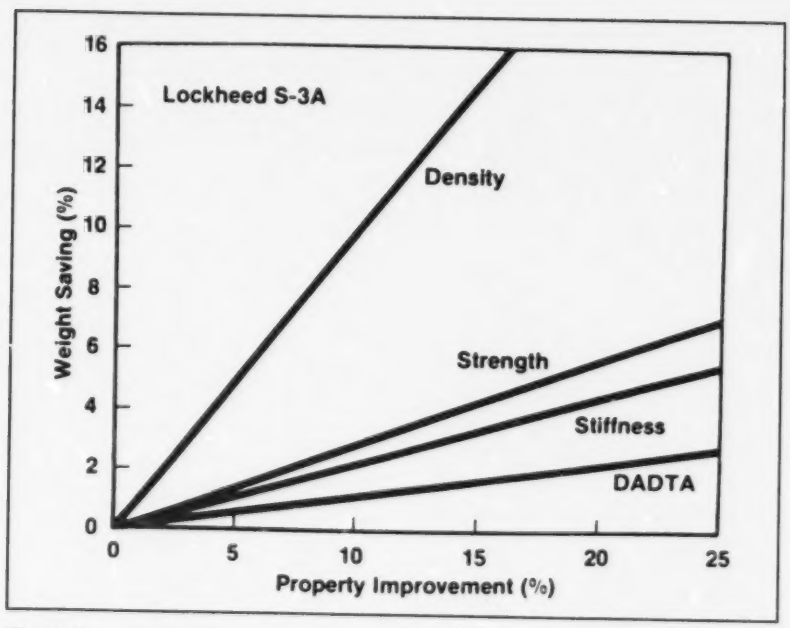


Figure 1
Structural Weight Savings Made Possible by Improvement in a Range of Properties.

cipitate orientated along (100) crystallographic directions, as seen in *Figure 3.* The lithium decreases the density of the alloy, increases the modulus, and gives some strengthening through the precipitation of the ordered Al_3Li phase, (delta prime phase). This phase is spherical, as seen in *Figure 4.* The Zr is also precipitated during the fabrication of the alloy, precipitating as ordered Al_3Zr phase. The volume fraction of this phase is too small to contribute directly to the strength, but the particulates are very effective at pinning grain boundaries. This results in the material being unrecrystallized in the final, fabricated condition which contributes significant strength to the alloy. A more detailed discussion of various aspects of the physical metallurgy of the Lital alloys is given in referencce 3. The density of Lital "A" is 2.54 g/mL and of Lital "B" 2.55 g/mL maximum, which compares with 2.7 g/mL typical of conventional aluminum alloys.

The tensile properties of the Lital alloys are shown in *Figure 5* and it is seen that comparable strength to the conventional alloys can be achieved, but with the density reduction. The tensile elongations of the lithium alloys are less than that obtained in present alloys, and this

Lital 'A' — Medium strength replacement chemical composition

Element	Weight Per Cent	
	Min	Max
Lithium	2.3	2.6
Copper	1.0	1.6
Magnesium	0.5	1.0
Zirconium	0.08	0.16
Iron	—	0.30
Silicon	—	0.20
Zinc	—	0.25
Sodium	—	0.002
Others: Each	—	0.10
Total	—	0.20
Aluminum		Remainder

Lital 'B' — High strength replacement chemical composition

Element	Weight Per Cent	
	Min	Max
Lithium	2.4	2.8
Copper	1.8	2.2
Magnesium	0.5	1.2
Zirconium	0.08	0.16
Iron	—	0.30
Silicon	—	0.20
Zinc	—	0.25
Sodium	—	0.002
Others: Each	—	0.10
Total	—	0.20
Aluminum		Remainder

Figure 2
a) Alloy Composition of Lital A
b) Alloy Composition of Lital B

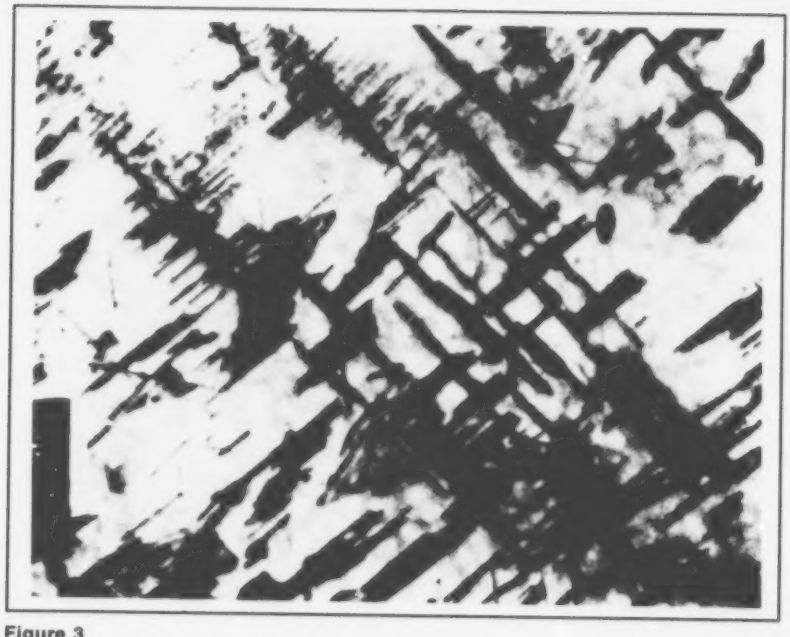


Figure 3
S-Phase Precipitate in Lital A Aged 3 Days at 190°C Mag. 60,000X

is one area where improvement is desirable. The fatigue behaviour of the Al-Li alloys is very good. Fracture toughness has traditionally been a problem with Al-Li alloys and *Figure 6* shows that the plain stress fracture toughness of binary and ternary lithium alloys are considerably less than conventional 2014 alloy at equivalent strength. Also on this plot are the minimum target values established by the Royal Aircraft Establishment; it will be seen that the commercial Al-Li-Cu-Mg alloys exceed these targets. It is anticipated that refinements in manufacturing techniques will further improve these results.

An important property for general, aerospace applications is the stress corrosion resistance of the alloy, i.e. the resistance to cracking under stress in a corrosive environment. This is particularly important in plate which is loaded through the thickness, i.e. in the short transverse direction. *Figure 7* compares the stress corrosion, in an aqueous sodium chloride environment, of Lital "A" with AA 2014 T651 which it is designed to replace, and with higher strength 7000 series alloys. The Lital alloy is a considerable improvement over AA 2014 and AA 7075 in an equivalent temper and slightly overaging to a T7X51 improves the stress corrosion resistance even further, particularly at high stresses. This overaging gives less than a 10% decrease in strength.

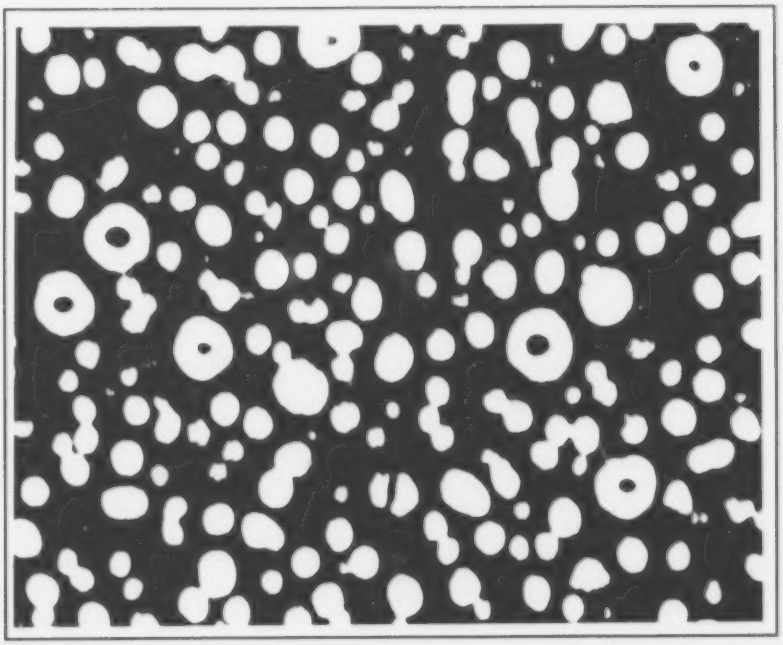


Figure 4
Delta Prime Precipitate in Aged Lital A Mag. 60,000X

Al-Li based alloys are an important new group of aerospace alloys which are now available in semi-commercial quantities. Alcan is presently casting three tonne ingots and material is available as plate, forging stock and extrusion billet. These alloys could replace nearly all the present high strength aluminum alloys to produce lighter, more efficient aircraft. Since these alloys, as far as the airframe constructor is concerned, can be treated in a manner that is virtually identical with that currently used with the established aircraft alloys, they may have an advantage over competitive materials such as composites.

2. Aluminum-iron-manganese wrought eutectic alloy

As described in the preceding section, the options for developing entirely new aluminum alloys by conventional means have now been exhausted with the development of the Al-Li alloy system. Thus other methods for developing novel microstructures and hence novel combinations of properties, have had to be sought.

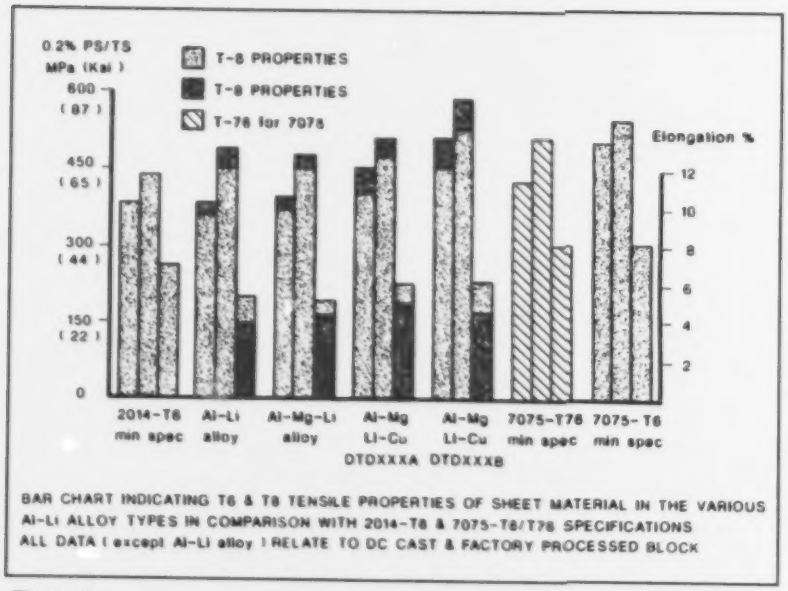


Figure 5
Tensile Properties of Al-Li and Conventional Aluminum Alloys

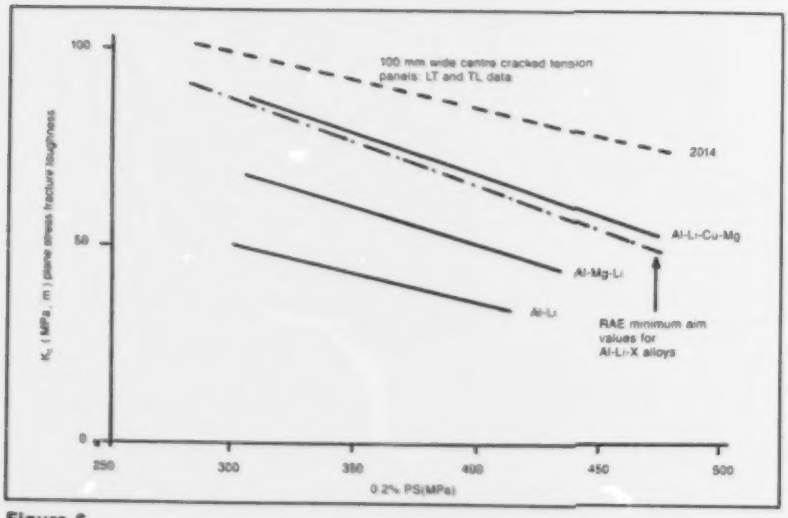


Figure 6
Plane Stress Fracture Toughness of Al-Li Alloys.

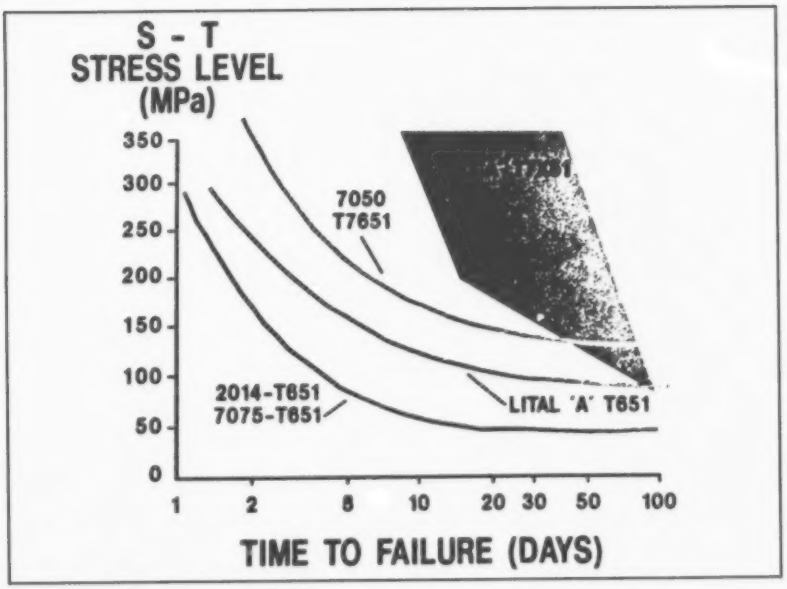


Figure 7
Stress Corrosion Lives of Lital A Compared with Conventional Alloys.

In the 1960's much attention was being paid to the development of directionally solidified eutectic structures. These exploit the capacity of certain eutectic compositions to solidify, under carefully controlled conditions, in a condition of so-called coupled growth i.e. in which the multi-phase eutectic can grow in a fine uniform manner. In our laboratory we were more interested in wrought (i.e. rolled or extruded) eutectic alloys. We found that very interesting and attractive microstructures and properties based on an extremely fine grain size could be derived if a controlled eutectic structure were subjected to mechanical working and thermal treatments.

The aluminum alloys that are familiar today are either of the work hardening type, e.g. AA 1100 or AA 3003, the work hardening plus solution hardening type, e.g. AA 5052, AA 3004 or alternatively precipitation hardening such as the 2000, 6000, 7000 or new Al-Li series of alloys. Resulting from the work done in our laboratory on eutectic solidification and the resulting properties of such material, a series of new alloys has been envolved which are hardened not by cold work or by solution of another element or by precipitation, but by grain boundaries. Thus they have a very small grain size and as a consequence, very closely spaced grain boundaries which im-

pede dislocation movement and plastic flow, thereby strengthening the material. In aluminum alloys generally, any variation in grain size over the range commonly encountered, say from 100 microns down the 20 microns, has a negligible effect on strength. However as shown in *Figure 8,* once the grain size falls below approximately 5 microns, strengthening increases rapidly such that at 2 microns, the yield stress is near 125 MPa (18 ksi). As will be shown, the properties of such an ultra-fine grain structure approximate to those of an annealed structure thus ensuring excellent formability.

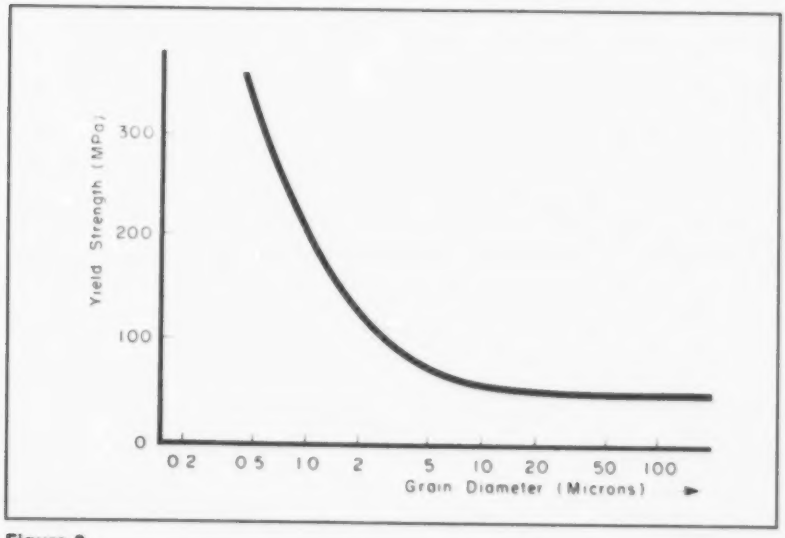


Figure 8
The Relationship Between Grain Size and Yield Strength in Aluminum.

The method for producing such fine grain sizes, relies upon a fabrication sequence as follows:

1. The casting of an eutectic-type alloy under specific solidification conditions (high solidification-front growth rate and high temperature gradient) to give either a coupled growth structure of second phase eutetic rods in the aluminum matrix or, alternatively, extremely fine dendritic cells with a rod-like eutectic structure in the interdendritic regions,
2. hot or cold rolling the cast structure so as to break up the second phase rods into a uniform array of discrete particles,
3. further cold rolling so as to introduce a dense network of dislocations around the particles, and

4. partial annealing the cold work structure to create a network of grain boundaries linking the particles and pinned by them.

Numerous aluminum-based eutectic systems exist that can be used to produce ultra-fine grain size sheet, but the one offering the best combination of mechanical properties, corrosion resistance, low cost and compatibility with existing processing methods is the Al-Fe-Mn system.[4] The composition range of the preferred alloy, AA 8006, is listed in Table 1.

Table 1

Aluminum Association Composition Limits for Alloy AA8006

Element	Weight Per Cent	
	Min	Max
Iron	1.20	2.00
Maganese	0.30	1.00
Silicon	–	0.40
Copper	–	0.30
Magnesium	–	0.10
Zinc	–	0.10
Others: Each	–	0.05
Total	–	0.15
Aluminum		Remainder

Figure 9 to *12* illustrate metallographically the steps in the generation of the fine grained sheet. *Figure 9* is an optical micrograph of the as-cast structure. The dark-etching phase is the eutectic $FeMn_6$ phase, which is present in the form of clusters of very fine rods distributed amongst the aluminum (non-etched) dendrites. In this case, the rods are perpendicular to the plain of section and are seen as dots. The diameter of the rods is approximately 0.25 microns and their separation within the clusters is approximately 1 micron. Note also in this case the presence of undesirable, angular primary particles of $FeMnAl_6$ phase. The as-cast structure is the key to the success of the method and is dependent not only upon the composition but also upon the solidification conditions, especially the solidification rate. Fortunately, the necessary conditions can be achieved with the conventional direct chill ingot casting process. The rod like nature of the eutectic phase is more clearly shown in *Figure 10* which is a scanning electron micrograph of an as-cast sample in which the aluminum matrix has been electrolytically etched away, leaving exposed the bundles of $FeMnAl_6$ rods. The act of hot and/or cold rolling

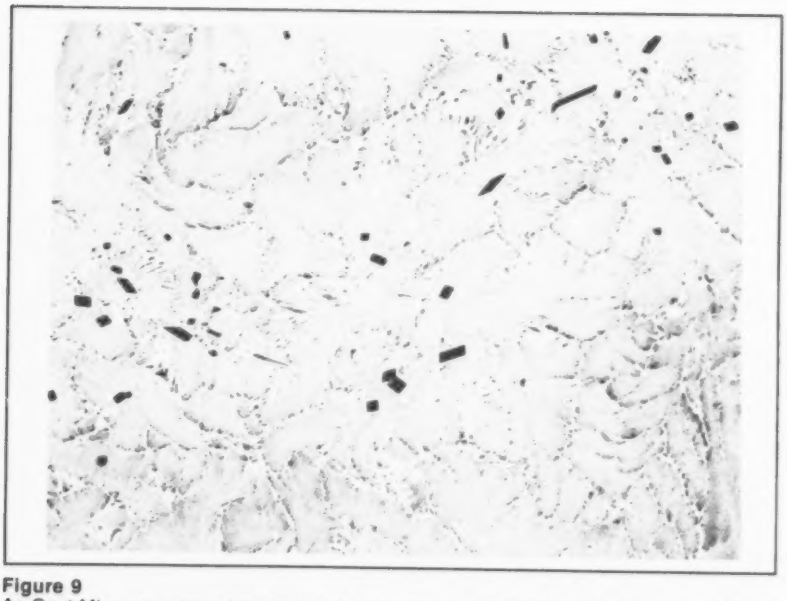


Figure 9
As Cast Microstructure of AA8006 Alloy Showing Coupled Growth Eutectic and Undesirable Coarse Primary Phase. Mag. 500X

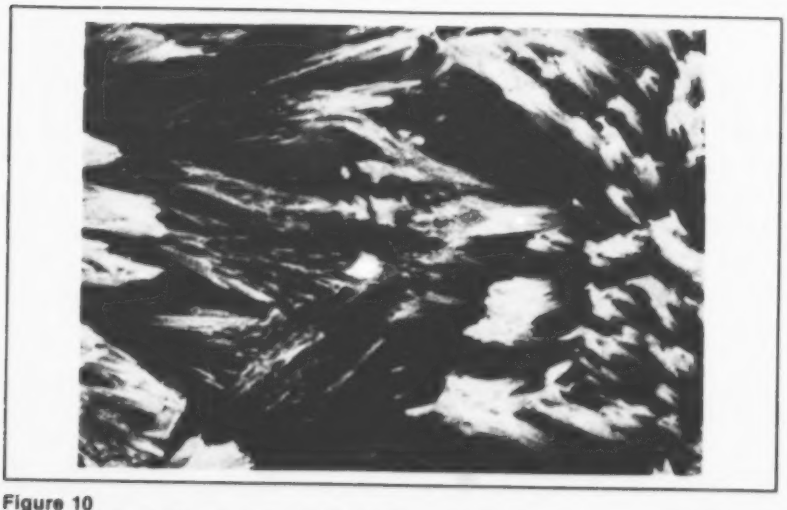


Figure 10
Rod Like Eutectic Structure Revealed by Deep Etching. Mag. 1200X

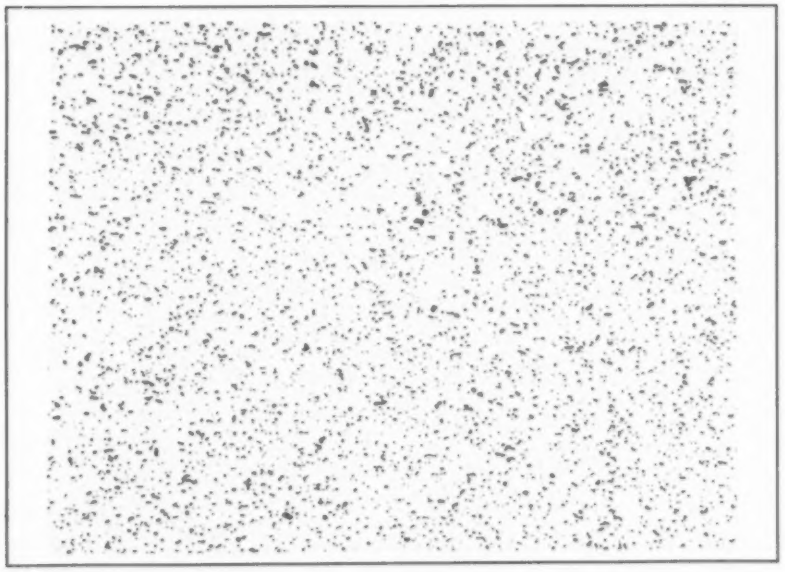


Figure 11
Uniform Distribution of Particles in AA8006 Alloy After Hot and Cold Rolling.
Mag. 500X

breaks up the cast structure and, more especially, the long thin rods, to give a uniform distribution of particles throughout the matrix, *Figure 11.* When further cold rolling is applied, a substantial buildup of cold work is achieved, either in the form of heavy dislocation tangles, or more generally, as a fine cellular structure resembling a somewhat ill defined grain structure; the dimensions of the cells are governed by the interparticle spacing. On partial annealing a well formed grain structure emerges *(Figure 12),* the grain boundaries being pinned in place by $FeMnAl_6$ particles. The size of the grains and hence the strength of the sheet product can be controlled by the annealing treatment. Thus as the annealing temperature is increased the grain boundaries are gradually released and the grain size increases in a gradual and controlled fashion to give strength levels from approximately 125 MPa (18 ksi) at 2 microns to 70 MPa (10 ksi) at 5 microns as shown in Figure 8.

Figure 13 illustrates the gradual partial annealing response of the rod eutectic type of alloys showing how the yield stress and elongation vary slowly as a function of a two hour soak at the temperatures indicated. Conventional aluminum alloys would show a very sharp drop in yield strength at the recrystallization point; such a drop is not evident in the wrought eutectic alloys thus enabling a very close

Figure 12
Well Formed Grain Structure with 1-2 Micron Grains Pinned by Spheroidal $FeMnAl_6$ Particles.
Mag. 15,000X

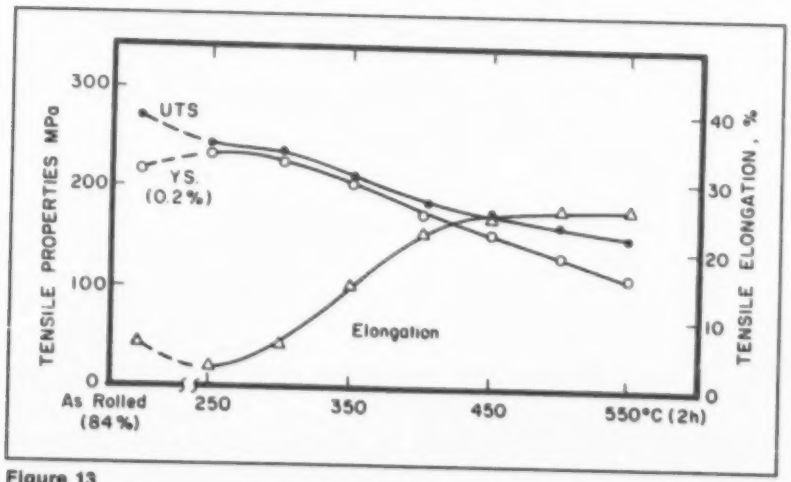


Figure 13
Partial Annealing Response of AA8006 Alloy Showing Yield Strength, UTS and Elongation After a Two Hour Soak at the Temperature Indicated.

control to be maintained of the balance between strength and ductility. Such is the stability of this type of alloy that it is very difficult to cause it to recrystallize at all; thus the softening that we see is caused not by recrystallization but by grain growth.

In summary we are able to use this novel concept of grain boundary strengthening to produce an alloy having a novel combination of strength and ductility that is finding application in many light gauge sheet and foil products, such as finstock for heat exchangers and household foil.

3. Rapidly solidified aluminum-chromium-zirconium alloy

Alloying additions of chromium and zirconium in aluminum are known to have a marked effect in modifying the recovery and recrystallization behaviour. These elements can also contribute to a strengthening precipitate but the amount that can be held in solution under equilibrium conditions is very small. In such a case there is a very limited opportunity to exploit these beneficial characteristics. Rapid solidification technology however, offers us the opportunity to supersaturate these elements to a significant degree. The opportunity then arises to produce a fine scale precipitate of such phases as $Al_{13}Cr_2$, Al_7Cr and Al_3Zr; phases which coarsen only extremely slowly at high temperatures. Reasonably high strengths and above all very good thermal stability can result.[5]

The development of these new materials is not yet completed nor fully commercialized; thus only a brief overview will be given here.

Aerospace and aeroengine manufacturers have indicated their future requirements for advanced aluminum alloys. Generally, as far as thermal stability is concerned, they require that the material retains a substantial portion of its initial room temperature strength after a short time at high temperatures (e.g. 10 min. at 500°C) or after a prolonged time at lower temperatures (e.g. 1000 hrs. at 270°C).

The processing and fabricating method that we believe offers commercial promise for the development of rapidly solidified aluminum alloys is based on inert gas powder atomization. The powder so produced would be screened so as to ensure that any coarse particles containing undesirable coarse intermetallics are removed. The powder would then be cold pressed to a billet of approximately 75 percent density. At this point the billet might be degassed; it would then be preheated and consolidated to 100% density by hot extrusion to the required section. Alternatively the extruded section might be used for forging to final shape.

Figure 14 shows how the room temperature ultimate tensile

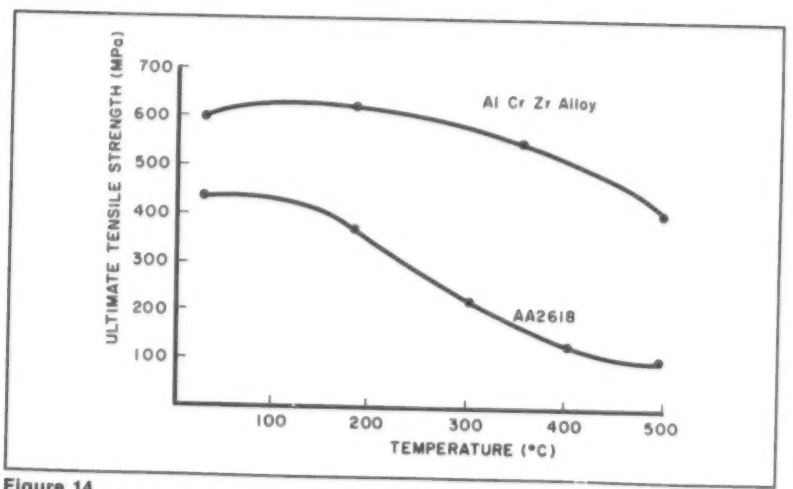


Figure 14
Room Temperature Tensile Stength of the Thermally Stable AlCrZrMn Rapidly Solidified Alloy After Exposure for 100h to Elevated Temperatures.

strength of a rapidly solidified Al-5.1%Cr-1.7%Zr-0.9%Mn alloy is affected by soaking for 100 hours at various elevated temperatures. It will be noted that no loss in strength takes place after exposure up to 250°C; even after exposure to 500°C, nearly 70% of the original strength is retained. For comparison, data is provided for the conventional AA 2618 alloy, usually regarded as one of the better aluminum alloys so far as high temperature service is concerned.

Figure 15 is a scanning electron micrograph of some inert gas atomized rapidly solidified aluminum powder. The characteristic spheroidal shape is desirable for good consolidation by extrusion. *Figure 16* shows a metallographic section through a sample of this type of powder. Note that the finest particles are essentially single phase, the chromium and zirconium being retained entirely in solution. In the larger, more slowly solidified powder grains, some precipitation of intermetallics has occurred but these are fine. By contrast, in *Figure 17* less ideal atomizing conditions were used, and in consequence some undesirable, large, primary AlCrZr particles have formed. *Figure 18* is an optical micrograph of a section through an extruded part made from the desired powder. The original powder particle identity is lost and there is no evidence of porosity.

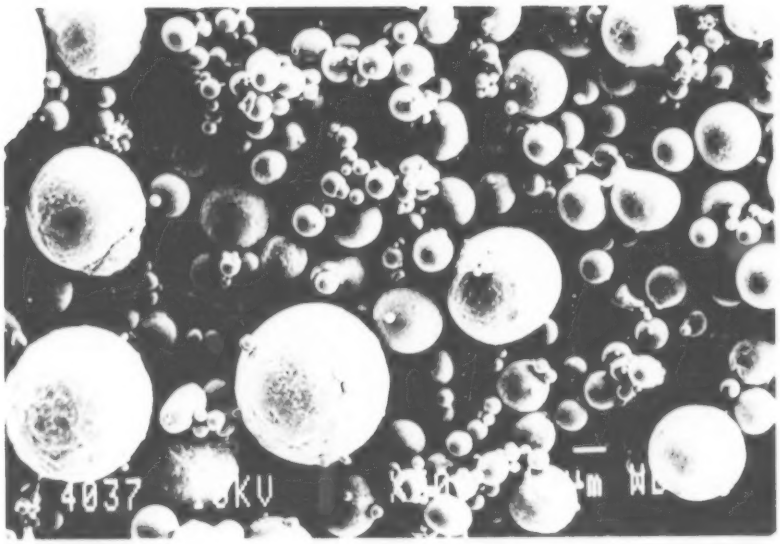


Figure 15
Inert Gaz Atomized Rapidly Solidified Aluminum Powder. Mag. 500X

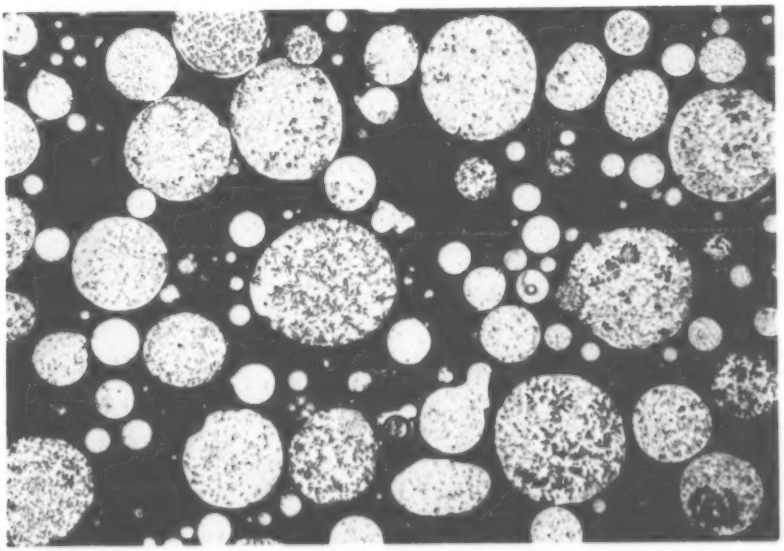


Figure 16
Section Through Some Rapidly Solidified AlCrZrMn Alloy Powder. Mag. 500X

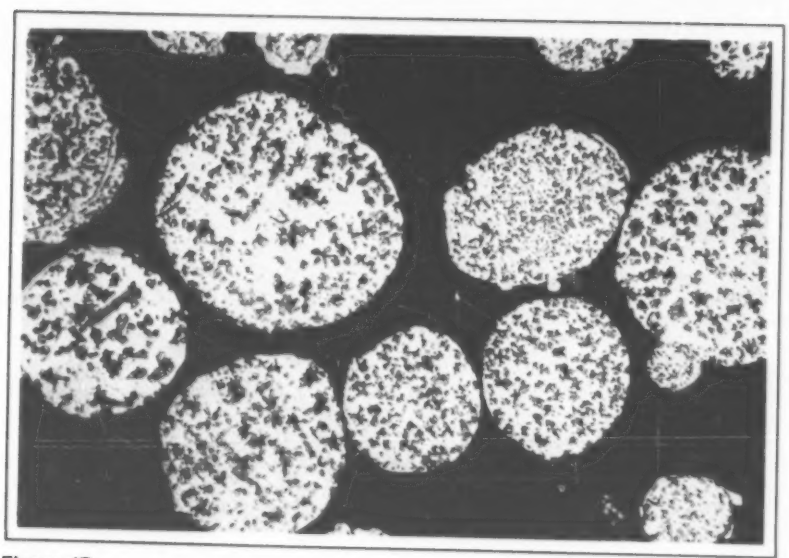


Figure 17
Section Through Inert Gas Atomized AlCrZrMn Alloy Powder Showing Coarse Primary Phase Particles.
Mag. 500X

Figure 18
Section Through an Extruded Part Made From Consolidated Rapidly Solidified Powder.
Mag. 500X

4. Summary

Three new aluminum alloy systems have been described one of which has entered full service, one is just about to enter service and the third is still in the development stage.

In each of the alloys, different metallurgical principles are used to generate microstructures that confer upon the alloys unique and valuable engineering properties.

No doubt new ways will continue to be found to ensure that aluminum alloys stay competitive with other engineering materials.

References

1. Balmuth, E.S., and Schmidt, R., Aluminum-Lithium Alloys; Sanders, T.H., and Starke, E.A. (eds.) AIME, New York, 1982, 69.
2. Peel, C.J., Evans, B., Baker, C., Bennett, D.A., Gregson, P.J., and FLower, H.M., Aluminum-Lithium Alloys II; Sanders, T.H., and Starke, E.A. (eds.) AIME, New York, 1983, 363.
3. Miller, W.S., Thomas, M.P., Lloyd, D.J., and Creber, D.K., Aluminum-Lithium Alloys III, 1984, in press.
4. U.S. Patent No. 3, 989, 548.
5. Miller, W.S., Lloyd, D.J., Palmer, I., TMS-AIME N.E. Meeting, Morristown, N.J. 1985.

CHAPITRE 10

Les revêtements céramiques : outils de développement technologique

Serge Dallaire

Institut de génie des matériaux

Conseil National de recherches du Canada
75, boul. de Mortagne
Boucherville, Québec, Canada J4B 6Y4

RÉSUMÉ

Les revêtements céramiques, dont le rôle est moins apparent que les revêtements métallurgiques, ont joué un rôle significatif dans notre développement technologique. Les principaux procédés de revêtement, qui sont ici décrits, ont permis de s'affranchir de barrières technologiques importantes dans le domaine de l'optique de l'électronique, de l'usure, des hautes températures. L'introduction de nouvelles technologies ou la mise en service de nouveaux matériaux peut nécessiter l'adaptation de certains procédés actuels ou le recours à des procédés qui ont peu percé.

1. Introduction

La technologie des revêtements a occupé et occupera une place importante dans notre développement technologique. Dans l'antiquité, on a revêtu les objets pour en masquer ou en dissimuler la nature. La préoccupation de nos ancêtres n'était certes pas toujours esthétique. Le but recherché par le revêtement ne visait pas une fonction spécifique et l'intention du concepteur n'était pas toujours honnête. Aujourd'hui, on se préoccupe aussi de l'apparence des objets. Le revêtement est toutefois conçu et appliqué pour une fonction spécifique : celle de protéger des objets contre divers types d'agression et d'en prolonger la vie utile. Notre souci d'habiller les choses est tel qu'il est difficile de répérer un objet de la vie courante qui ne soit pas revêtu.

Plus récente et difficilement dissociable de la technologie des revêtements métallurgiques, parce qu'elle utilise les mêmes techniques, la technologie des revêtements céramiques, quant à elle, joue un rôle apparemment plus discret. Néanmoins, les défis qu'elle doit relever sont tous aussi nombreux et importants : augmenter la température atteinte par les ailettes des turbines à gaz; rendre les outils de coupe plus efficaces; faire en sorte que les paliers et les coussinets ne s'usent pas tout en offrant un frottement négligeable dans des conditions de plus en plus sévères et si possible sans lubrification.

Ce chapitre ne prétend pas décrire en détail tous les procédés de revêtements céramiques : ils sont nombreux et se sont développés de façon telle, au cours des 25 dernières années, que chaque procédé pourrait faire l'objet d'un exposé distinct. Cet exposé est davantage une réflexion sur le rôle que jouent les procédés de revêtement dans le développement technologique. On insistera donc davantage sur les procédés de revêtement orientés vers des applications de haute technologie.

2. Le choix d'un procédé de revêtement

Le choix d'un procédé de revêtement est la décision la plus importante que doivent prendre l'ingénieur et le concepteur. Ce choix doit être fait en fonction de certains critères dont les principaux apparaissent au Tableau I. L'ignorance ou le refus de reconnaître l'importance de l'un ou l'autre de ces critères peut conduire à de profondes désillusions, à un échec tant au niveau technologique que commercial. Le choix optimal sera pondéré mais il est aussi possible qu'un seul de ces critères de sélection suffise à emporter la décision. Ainsi, ces dernières années, plusieurs fabricants ont arrêté leur choix sur un procédé susceptible de supporter les retouches ou les réparations.

Tableau I

Choix d'une technique de revêtement
• Application (fonction, type d'environnement)
• Propriétés physiques du revêtement
• Microstructure du revêtement
• Contrôle de l'épaisseur et de la composition
• «Combinaison» de revêtement
• Type de substrat - sa forme
• Coût
• Disponibilité
• Possibilité de retouches et réparations

3. Les divers types de revêtements céramiques

Pour guider ce choix, on classe les procédés de revêtement en grandes catégories. Comme il est illustré à la figure 1, ces catégories regroupent les techniques qui procèdent de vapeurs, celles qui s'effectuent par un passage à l'état liquide, celles qui nécessitent la mise en solution et finalement celles qui procèdent plutôt à partir d'un matériau déjà solide. On peut noter que le terme «revêtement céramique» est pris dans un sens très large. Sous cette appellation on retrouve aussi les procédés qui incorporent des particules céramiques dures dans une matrice métallique. Ces types de revêtement ne forment toutefois pas une phase réellement distincte du substrat. Le procédé d'implantation ionique n'est pas abordé. Il s'agit plutôt d'une technique de modification de surfaces plutôt que d'un procédé de revêtement.

Cette façon de cataloguer les procédés de revêtement est purement arbitraire. On pourrait les classer autrement. Pour être plus succinct, on pourrait les décrire de 2 façons : les procédés où le transfert du matériau de dépôt sur le substrat s'effectue au moyen de particules comme la projection par plasma ou le dépôt électrostatique et ceux où le transfert du matériau s'effectue atome par atome comme le dépôt chimique ou physique en phase vapeur ou l'électrodépositon.

La plupart des procédés qui forment un revêtement céramique continu ou qui permettent d'inclure des particules dures dans une phase métallique sont décrits brièvement aux tableaux II, III, IV, V. On remarquera que la carburation, la nitruration et la boruration ont été regroupées sous l'étiquette des procédés à l'état solide. A cause des mécanismes qu'ils mettent en jeu, on pourrait tout aussi bien les inclure dans les techniques qui procèdent à partir d'une vapeur.

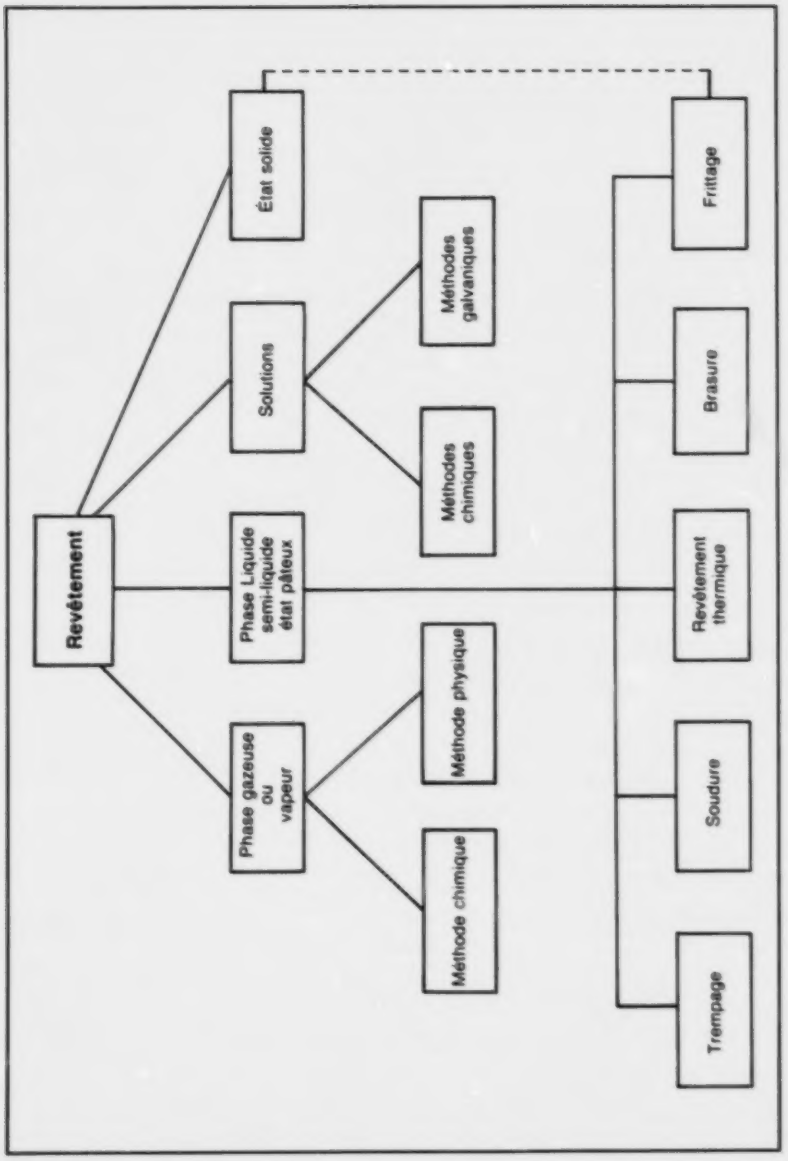


Figure 1:
Procédés de revêtement

Tableau II
Procédés à l'état solide

Procédé	Description	Avantages	Inconvénients
Durcissement thermique	Création de phases métastables par refroidissement rapide	• Durcissement selectif • Courte durée de traitement • Non poluant	• Procédé discontinu • Limité à l'acier
Traitement par laser	Chauffage intense localisé et trempe rapide	• Alliages ferreux et non ferreux	• Coût d'investissement • Fissures possibles • Surface plus rugueuse • Évaporation d'éléments
Carburation	Formation de carbure par diffusion et trempe	• Taux de production élevé	• Limité aux aciers • Requiert généralement un traitement thermique subséquent
Nitruration	Formation de nitrures par diffusion de l'azote dans le substrat	• Taux de production élevé • Haute dureté	• Limité aux aciers
Boruration	Formation de bonne par diffusion du bore dans le substrat	• Bonne résistance à l'usure • Grande dureté	• Limité aux aciers

Tableau III
Procédés à partir de l'état vapeur

Procédé	Description	Avantages	Inconvénients
Dépôt chimique en phase vapeur	Formation d'un revêtement à partir d'une réaction chimique hétérogène	• Faible épaisseur • Très bonne adhésion	• Détérioration du substrat à haute température • Corrosion par les résidus gazeux
Dépôt physique	Formation de particules évaporation et précipitation sur un substrat	• Très bonne adhésion • Couche mince	• Faible taux de production • Requiert un bon pré-traitement • Absence de diffusion dans le substrat

Tableau IV
Procédés à partir de particules

Procédé	Description	Avantages	Inconvénients
Projection par flamme ou par plasma et detonation	Fusion d'une poudre et projection sur un substrat	• Application possible sur certaines surfaces choisies • Réparation possibles	• Adhésion dépend de dépôt • Décohésion sous impact
Soudure et fusion au laser	Fusion d'un métal avec incorporation de particules céramiques	• Revêtement épais • Très bonne adhésion (lien métallurgique)	• Contenu faible en céramique • Dilution • Fusion et distorsion du substrat
Électrophorèse Dépôt électrostatique	Dépôt de particules sous l'effet d'un champ électrique suivi d'une fusion ou d'un frittage	• Uniformité d'épaisseur même sur des pièces	• Température de fusion (verre) ou de frittage

Tableau V
Procédés en solution

Procédé	Description	Avantages	Inconvénients
Anodisation	Conversion d'une surface métallique en un oxyde à la suite d'un procédé anodique	• Haute dureté • Possibilité d'incorporer des particules lubrifiantes	• Application limitée à: Al, Ti, Ta, W, Mo, Hf, Zn • Traitement des effluents • Mauvaise résistance à l'impact
Conversion (Chromate)	Déposition sur une surface d'oxydes à partir d'une solution contenant des chromates	• Protection contre corrosion • Électronique	• Film très mince • Limité principalement au Zn et au Cd
Électro-déposition	Déposition de carbures à partir d'un bain contenant un mélange de fluorures et de carbonates alcalins fondus	• WC et TaC • Bonne densité • Bonne adhésion	• Température élevée 850°C • Ajustement de la stoechiométrie délicat
Sol-gel	Gélification de solution et pyrolyse	• Revêtement très mince	• Limité à certains éléments • Film très mince
Émaillage et bouillie	Fusion (verre) ou frittage d'une céramique déposée sous forme de suspension	• Peu coûteux • Revêtement	• Température nécessaire pour le frittage ou la fusion

4. Applications des revêtements céramiques

Les applications auxquelles tous ces procédés ont donné lieu sont aussi nombreuses et variées. Comme on l'indique au tableau VI, la plupart des utilisations appartiennent au domaine de l'électronique, de l'usure, de la protection à température élevée et de la décoration.

Tableau VI

Applications des revêtements céramiques	
• Électronique, diélectrique et semi-conducteur	
• Usure abrasive, érosive et adhésive	
• Protection à température élevée:	— oxydation — corrosion — fatigue thermique
• Optique	
• Décoration	

4.1 L'électronique

L'industrie qui dépend le plus de la technologie des revêtements est sans doute celle de l'électronique. Les développements importants de cette industrie découlent directement du développement et de la mise au point de techniques adaptés à la production de circuits électroniques. On ne pourrait donc pas oublier de mentionner les résistances minces faites de matériaux métallo-céramiques déposés par évaporation, les condensateurs minces de SiO, SiO_2, Ta_2O_5, Si_3N_4, etc., fabriqués par évaporation, pulvérisation cathodique ou dépôt chimique en phase vapeur [1]. Ils constituent quelques-uns des éléments actifs des microcircuits.

4.2 La protection contre l'usure

Comme beaucoup de matériaux céramiques ont une dureté élevée, il est bien indiqué de les utiliser dans des applications contre l'usure. Les films minces de carbures, de nitrures, de borures et de siliciures déposés pour la plupart par le procédé physique de dépôt en phase vapeur offrent une excellente protection contre l'usure adhésive, abrasive et érosive, même s'ils demeurent fragiles. Le tableau VII montre quelques exemples de revêtements résistant à l'usure et leurs applications [2].

Tableau VII

Revêtements résistants à l'usure	
Revêtement	**Applications**
Carburation	Petites pièces d'acier
Nitruration	Divers type de pièces d'acier
Boruration	Outils miniers manutention de poussières ou de particules
Al_3O_3	Outils de coupe frittés
TiC	Outils de coupe frittés Outils en acier Matrices et poinçons
TiN	Même usage que TiC, aussi revêtements décoratifs
W_2C	Pièces pour l'extrusion Pièces pour la métrologie Paliers et coussinets
Cr_7C_3	Pièces en glissement
ZrC, HfC	Outils de coupe (développement)

Les outils de coupe d'acier rapide ou de carbures cémentés sont soumis à l'usure abrasive et adhésive. Il est inutile de parler du rôle important qu'ils jouent dans notre développement technologique. En cours d'usinage, la température atteinte et la force appliquée provoquent un microsoudage entre le copeau de métal et la pointe métallique de l'outil (acier rapide ou cobalt). L'arrachement subséquent du copeau creuse un cratère à la surface de l'outil. Au moyen d'un dépôt mince de TiC, TiN, Al_2O_3 ou HfN on empêche le microsoudage puisque le contact entre métaux est évité. On augmente ainsi de 3 à 8 fois la durée de vie de ces outils [1]. Ce dépôt est, en grande partie, effectué au moyen des techniques de dépôts chimique et physique en phase vapeur.

4.3 La protection à température élevée

Comme les céramiques et plus particulièrement les oxydes sont d'excellents isolants thermiques, on a donc songé à les utiliser sous la forme de revêtements afin de diminuer le transfert de chaleur à haute température. Ces barrières thermiques sont généralement constituées de 2 couches : une couche destinée à empêcher l'oxydation du métal ou de l'alliage de base sur lequel repose une autre couche d'un oxyde réfractaire. Elles peuvent comporter plus de 2 couches ou être constituées de revêtements de type «gradués». De telles barrières thermiques déposées sur les aubes de turbine à gaz diminuent la température atteinte par le superalliage, les besoins de refroidissement, les coûts de fabrication et augmentent la durée de

vie et l'efficacité des turbines à gaz. Bien que le concept de barrière thermique soit assez simple, sa réalisation est complexe et fait encore aujourd'hui, l'objet de recherches importantes. A titre indicatif, on peut observer au tableau VIII, les qualités les plus importantes auxquelles doivent satisfaire les revêtements qui offrent une protection à température élevée [3,4]. Ces revêtements «réfractaires» sont habituellement effectués au moyen de la projection par plasma et servent principalement en aéronautique. Les autres domaines où sont utilisés ces revêtements sont mentionnés au tableau IX.

Tableau VIII

Protection à température élevée		
Propriétés de la surface:	• Stabilité chimique avec l'environnement • Stabilité mécanique avec l'environnement	
Propriétés du revêtement:	• Stabilité thermique:	- point de fusion élevé - faible tension de vapeur - Réactivité faible avec l'environnement
	• Faible conductivité thermique • Résistance aux chocs thermique élevée • Propriétés mécaniques adéquates	
Propriétés de l'interface:	• Bonne adhésion • Faible réactivité avec le substrat • Bon couplage des propriétés mécaniques et physiques.	
Aspects techniques et économiques:	• Faible coût • Procédé simple et reproductible • Réparation possible • Durée de vie suffisante.	

Tableau IX

Applications à température élevée
• Turbine à gaz: aéronautique et génération d'électricité.
• Aérospatial
• Nucléaire
• Moteur diesel
• Industrie chimique
• Magnétohydrodynamique.

4.4 L'optique

L'optique a elle aussi bénéficié des revêtements céramiques. Des matériaux comme MgF_2 et SiO_x sont des exemples de revêtements efficacement déposés au moyen de l'évaporation par bombardement électronique [1]. La mise au point de systèmes pour contrôler précisément l'épaisseur permet maintenant d'effectuer des revêtements composés de couches multiples. Les films de quartz, d'alumine, de verre, d'oxydes d'étain et d'indium, tout en étant transparents, protègent les surfaces métalliques réfléchissantes [1].

4.5 La décoration

Il peut paraître surprenant de constater que les revêtements céramiques occupent aussi une place dans ce vaste domaine des revêtements décoratifs. Des objets aussi usuels que des boutons, des jouets, des guirlandes et même des garnitures de tissu en matière polymérique ont déjà été revêtus d'alumine. Le revêtement d'alumine a été obtenu après l'anodisation d'un film d'aluminium précédemment déposé. Des boîtiers de montre ou des stylos recouverts de nitrure de titane sont d'autres exemples où la technologie des revêtements céramiques participe au domaine esthétique.

5. Procédés importants

A cause du rôle qu'ils ont joué dans le passé et de la place importante qu'ils risquent de prendre dans le futur, certains procédés méritent une attention particulière. Ce sont les dépôts physique et chimique en phase vapeur et la projection par plasma.

5.1 Le dépôt physique en phase vapeur

Les trois procédés principaux du dépôt physique en phase vapeur qui permettent de déposer des composés réfractaires tels les oxides, les carbures, les nitrures, les borures et les sulfures sont : l'évaporation, le plaquage ionique et la pulvération cathodique.

5.1.1 L'évaporation

Le procédé d'évaporation consiste à produire une vapeur en chauffant un matériau par radiation ou bombardement électronique au moyen d'un laser ou d'une décharge électrique. Un vide de 10^{-5} à 10^{-6} torr fait en sorte que les atomes atteignent le substrat pour s'y condenser sans subir de collisions entre eux. La figure 2 illustre schématiquement ce procédé. L'évaporation peut s'effectuer avec ou sans dissociation du composé. En pratique, on observe cependant que très peu de composés s'évaporent sans dissociation. Ce sont

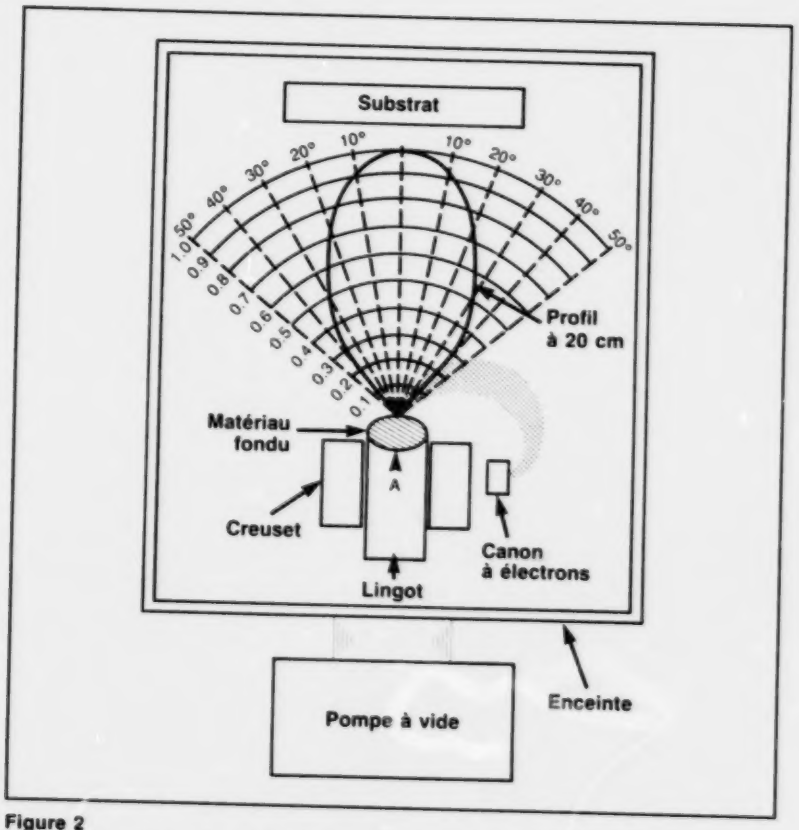


Figure 2
Schéma de l'évaporation sous vide au moyen d'un canon à électrons (d'après R.F. Bunshah).

MgF_2, B_3O_3, SiO, B_2O_3, CaF_2, CeO et SnO [5]. Dans la plupart des cas, les molécules sont transportées vers le substrat sous la forme de fragments. En conséquence, il arrive parfois que le matériau déposé soit sous-stoechiométrique. On supplée alors à la déficience en oxygène d'un oxyde en introduisant de l'oxygène dans l'enceinte sous faible pression partielle.

Pour éviter ces problèmes de stoechiométrie qui affectent les propriétés du revêtement, on a recours à un autre procédé appelé l'évaporation réactive [6]. Dans ce cas, des vapeurs de métal sont produites sous pression partielle d'un gaz réactif. Le composé se forme alors dans la phase gazeuse ou sur le substrat où réagissent

le métal et le gaz. A titre d'exemple, le carbure de titane se forme selon la réaction :

$$2\ Ti + C_2H_2 \rightarrow 2\ TiC + H_2$$

Pour activer la réaction, on ionise souvent les atomes du métal et ceux du gaz en créant un plasma (évaporation réactive activée) [7].

5.1.2 Le plaquage ionique réactif

Le plaquage ionique réactif (figure 3) est très semblable à l'évaporation réactive au sens où les atomes métalliques et gazeux sont ionisés au moyen d'un plasma [8]. Cependant, comme la pression partielle des gaz est supérieure à 10^{-2} torr, le dépôt peut être poreux.

5.1.3 La pulvérisation cathodique réactive

La pulvération cathodique réactive est un procédé où au moins l'une des espèces composant le revêtement pénètre dans l'enceinte sous forme gazeuse. Le procédé de pulvérisation cathodique est illustré schématiquement à la figure 4. Les films d'oxydes (par exemple d'aluminium [9], de titane [10], d'étain et d'indium [11]) sont formés dans une décharge contenant de l'oxygène tandis que ceux des nitrures le sont dans l'azote [12,13], ceux des carbures dans le méthane [13].

5.1.4 La microstructure des dépôts

La microstructure du dépôt physique en phase vapeur mérite d'être examinée brièvement car c'est elle qui détermine les propriétés physiques du revêtement et sa performance. Comme l'ont fait remarquer Movchan et Demchishin [14] et Thornton [15] qui ont proposé des modèles (cf. figures 5 et 6), la microstructure et la morphologie des dépôts dépendent largement de la température de déposition. Lorsque la température de déposition est basse la structure n'est pas entièrement dense. Il existe un espace d'environ 10 nm entre les cristallites allongées. Ce type de structure contient une forte densité de dislocations et un haut niveau de contraintes résiduelles. Il s'agit de la région 1 des figures 5 et 6. Au fur et à mesure que la température du substrat s'accroît, la mobilité de surface s'accroît et la morphologie de la structure évolue et se transforme en un empilement de grains fibreux ayant de faibles joints de grain (région T) puis en une morphologie dense de grains basaltiques (région 2, figure 6). Les grains croissent en dimension au fur et à mesure qu'augmente la température pour devenir finalement équiaxes (région 3). Toutes ces transitions ne sont pas brusques mais graduelles. On notera que la région T est souvent prédominante pour les composés réfractaires

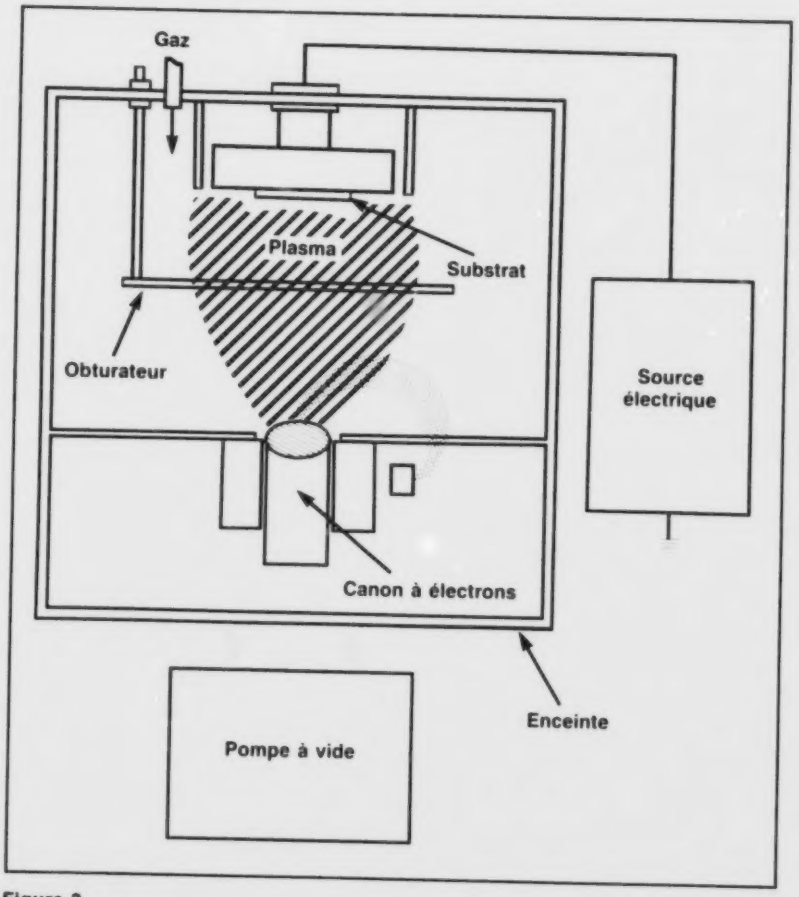


Figure 3
Schéma du plaquage ionique (d'après R.F. Bunshah).

et que la région 3 existe peu pour des matériaux à haut point de fusion. La texture des dépôts obtenue par évaporation dépend elle aussi de la température. Une orientation préférentielle du plan (220) a déjà été observée pour le TiC [16].

5.2 Le dépôt chimique en phase vapeur

A cause du rôle important qu'il a joué dans le développement de revêtements résistant à l'usure, le dépôt chimique en phase vapeur mérite lui aussi une attention particulière.

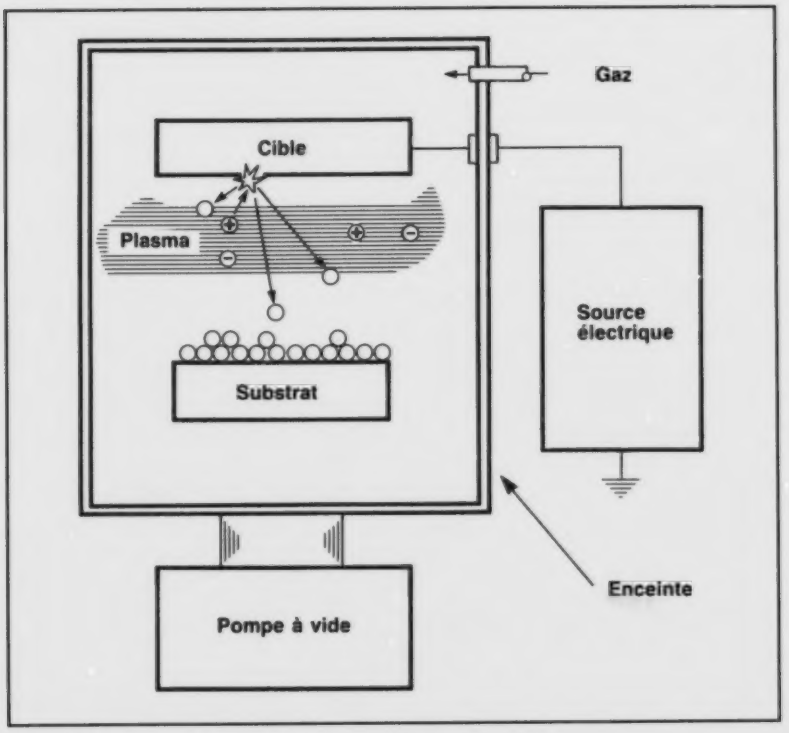


Figure 4
Schéma du pulvérisation cathodique (d'après R.F. Bunshah).

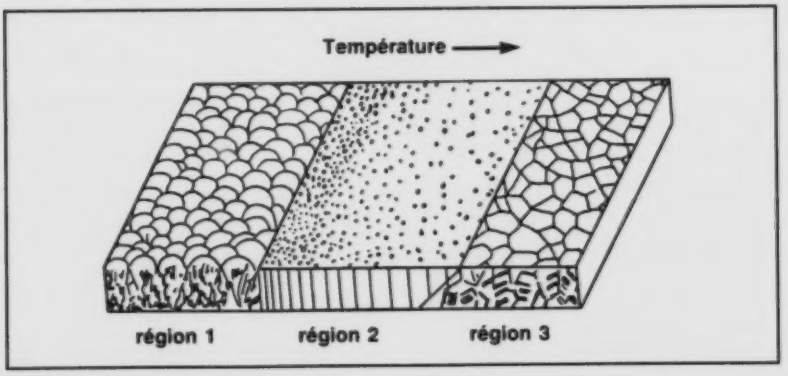


Figure 5
Évolution de la structure en fonction de la température du substrat (d'après B.A. Movchan et A.V. Demchishin).

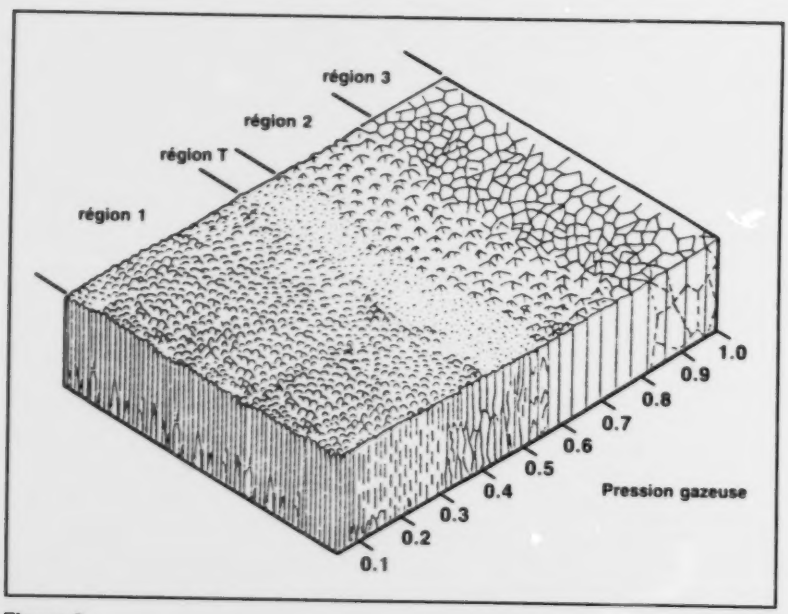


Figure 6
Évolution de la structure en fonction de la pression (d'après J. Thornton).

5.2.1 Description du procédé

Le dépôt chimique en phase vapeur consiste à produire un revêtement mince sur un substrat chauffé au moyen d'une réaction chimique entre constitutants gazeux. La température de réaction est comprise entre 200 et 2000°C, plus généralement entre 500-1100°C. Ce procédé délicat, car les conditions optimales de dépôt sont très précises, requiert souvent que le procédé soit conçu en fonction du substrat et de l'application visée. Le point de fusion du substrat et sa sensibilité à l'attaque chimique par les gaz sont des aspects dont il faut tenir compte. L'application visée détermine quelles sont les propriétés les plus signficatives à retenir : l'épaisseur, le fini de surface, la porosité, la microstructure, etc.

Généralement, on distingue trois types de dépôt chimique. Le premier type est basé sur la diffusion d'un élément à travers la surface pour former un alliage ou un composé avec le substrat. Dans ce cas, on observe un profil de diffusion. Les procédés de carburation, nitruration et boruration dont nous avons parlé précédemment sont de ce type. Quant ou deuxième type, il s'agit de la croissance d'une couche chimiquement distincte sur le substrat. Le troixième

type consiste en une combinaison de la croissance d'un film et de sa diffusion dans le substrat. Par exemple, un revêtement de chrome peut être d'abord déposé sur un substrat d'acier; celui-ci réagit avec le carbone contenu dans l'acier pour former une couche de carbure. On pourrait de même distinguer 2 types de procédés en fonction du type de réaction : si le produit de réaction est formé dans la phase vapeur, on parle de procédé à nucléation homogène; si par contre, le produit de réaction est formé sur le substrat chaud, on parlera alors de nucléation hétérogène.

5.2.2 L'équipement

Une façon très simple de réaliser le dépôt chimique en phase vapeur consiste à utiliser un montage similaire à celui représenté schématiquement à la figure 7. Les réactifs gazeux sont introduits séparément à l'aide d'un gaz porteur. Ils se mélangent dans la première partie du réacteur pour ensuite se diriger vers le substrat maintenu à la température requise.

Comme la température atteinte est très importante et qu'il est nécessaire qu'elle soit homogène sur toute l'étendue du substrat, diverses sources de chaleur sont utilisées. A titre d'exemple, mentionnons le chauffage par résistance (βSi_3N_4 déposé à 1300°C [17]), le chauffage par infra-rouge (couche épitaxique de GaAs [18]), le chauffage par induction (ZnO [19]), le chauffage par plasma (Si_3N_4 [21,22], AlN [23], BN [24], revêtement amorphe de SiC [21,25,26], film de TiC [27], de SiO_2 [28], de GeO_2 et d'Al_2O_3 [29]).

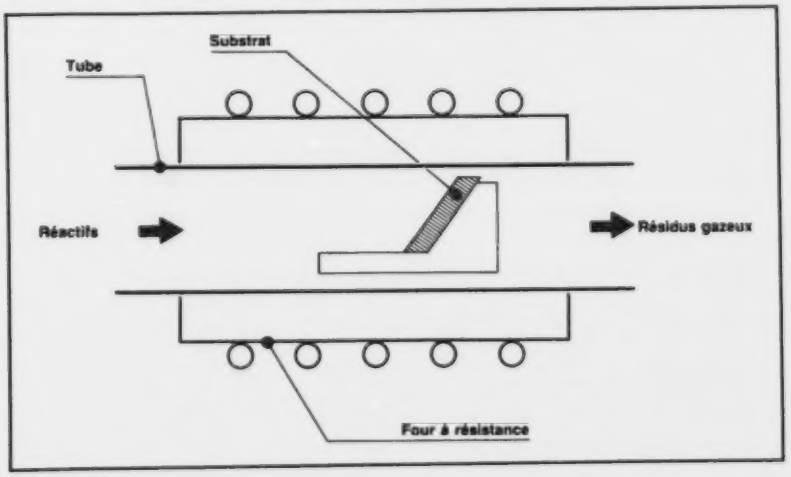


Figure 7
Schéma du dépôt chimique en phase vapeur.

5.2.3 Les réactions de formation

Plusieurs réactions peuvent être choisies pour la synthèse et le dépôt de films céramiques. On donne un exemple de ces réactions au tableaux X, XI, XII et XIII où sont regroupées quelques réactions de formation d'oxydes, de nitrures, de carbures et de borures [30,31,32].

Tableau X

Formation d'oxydes
$AlBr_3 + 3/2\ CO_2 + 3/2H_2 \rightarrow 1/2\ Al_2O_3 + 3\ HBr$
$SiH_4 + 4\ N_2O \rightarrow SiO_2 + 2\ H_2O - 4\ N_2$
$SiH_4 + 2\ O_2 \rightarrow SiO_2 + 2\ H_2O$
$SiCl_4 + 0_2 \rightarrow SiO_2 + 2\ Cl_2$
$GeCl_4 + 4\ O_2 \rightarrow GeO_2 + 2\ Cl_2$
Mg + oxydant → MgO
Zn + oxydant → ZnO
Composé organique d'aluminium + oxydant → Al_2O_3
$TiCl_4 + 2\ H_2 + 2\ CO_2 \rightarrow TiO_2 + 4\ MCl + 2\ CO$
$4\ AlCl_3 + 3\ O_2 \rightarrow 2\ Al_2O_3 + 6\ Cl_2$
$(C_2H_5)_2\ Zn + 2\ H_2O \rightarrow ZnOH_2 + 2\ C_2H_6$ ↓ $ZnO + H_2O$

Tableau XI

Formation de carbures
$CH_3SiCl_3 \rightarrow SiC + 3\ HCl$
$2\ SiH_4 + C_2H_4 \rightarrow 2\ SiC + 6\ H_2$
$WCl_6 + CH_4 + H_2 \rightarrow WC + 6\ HCl$
$TiCl_4 + CH_4 \rightarrow TiC + HCl$

Tableau XII

Formation de borures
$TiCl_4 + 2\ BCl_3 + 5\ H_2 \rightarrow TiB_2 + 10\ HCl$
$TiCl_4 + B_2H_6 \rightarrow TiB_2 + 4\ HCl + H_2$
$TaCl_5 + B_2H_6 \rightarrow TaB_2 + 5\ HCl + 1/2\ H_2$
$ZrCl_4 + 2\ BCl_3 + 5\ H_2 \rightarrow ZrB_2 + 10\ HCl$

Tableau XIII

Formation de nitrures
$BF_3 + NH_3 + \rightarrow BH$ (hexagonal) + 3 HF
$BCl_3 + NH_3 \rightarrow BN$ (hexagonal) + 3 HCl
$1/2\ B_2H_6 + NH_3 \rightarrow BN$ (hexagonal) + $3\ H_2$
B-trichloroborazole → BN (hexagonal) + 3 HCl
$SiF_4 + 4/3\ NH_3 \rightarrow 1/3\ Si_3N_4 + 4$ NF
$SiCl_4 + 4/3\ NH_3 \rightarrow 1/3\ Si_3N_4 + 4$ HCl
$SiH_4 + 4/3\ NH_3 \rightarrow 1/3\ Si_3N_4 + 4\ H_2$
Composé organique d'aluminium + $NH_3 \rightarrow$ AlN

5.2.4 Les propriétés des dépôts

A cause de la thermodynamique des réactions de formation, la température de déposition doit être élevée. Il s'agit d'une limitation importante de ce procédé. Dans la plupart des cas, les pièces d'acier revêtues doivent subir un traitement de revenu afin de restituer aux pièces leurs propriétés physiques d'origine. Cette température élevée peut être, par contre, un avantage puisqu'elle favorise l'adhésion du revêtement au substrat.

Comme pour le dépôt physique en phase vapeur, la microstructure du dépôt chimique dépend des conditions de dépôt. Elle peut contenir des grains équiaxes, basaltiques, nodulaires ou qui ont l'apparence d'aiguilles ou de whiskers. Cependant, si on fait exception des dépôts de nitrure de bore, la plupart des revêtements ont une densité voisine de la densité théorique et ont une perméabilité très faible aux gaz et aux liquides. Cette dernière propriété peut être intéressante si l'on prévoit une application dans le domaine de la corrosion.

Les revêtements obtenus par dépôt chimique qui ont des épaisseurs variant entre le micron et le centimètre, sont généralement très purs. Les gaz utilisés peuvent être très purs et les effluents contiennent généralement les impuretés volatiles. Le Tableau XIV montre quelques caractéristiques de ces dépôts [2].

5.3 La projection par plasma

Au cours des quinze dernières années, la projection par plasma a connu un essor considérable. Ce procédé permet d'obtenir aisément des revêtements épais et, contrairement aux autres procédés qui sont limités aux compositions de revêtement pour lesquelles ils ont été conçus, il peut être aisément adapté au revêtement de tout type de substrat.

Tableau XIV

Caractéristiques des dépôts chimiques en phase vapeur

Matériaux	Température de formation (°C)	épaisseur typique (μm)
TiC	900 - 1000	4 - 10
TiN	900 - 1000	4 - 10
W_2C	400 - 600	10 - 20
Cr_7C_3	900 - 1000	5 - 10
ZrC	900 - 1000	5 - 10
HfC	900 - 1000	5 - 10
Al_2O_3	800 - 1000	2 - 10
Carburation	500 - 600	50 - 500
Boruration	500 - 600	50 -500

5.3.1 La description du procédé

Comme illustrée à la figure 8,la projection par plasma consiste à introduire un matériau pulvérulent dans un écoulement de gaz très chaud et à le projeter sur la surface d'un substrat. Un écoulement de gaz très chaud et très rapide est engendré quand un gaz ionisable, généralement inerte, traverse l'arc formé entre deux électrodes concentriques. Le plasma est généré quand une quantité suffisante d'énergie est transférée au gaz pour l'ioniser partiellement. La température du plasma quittant l'anode atteint de 7,000 à 10,000°C, température bien au-delà du point de fusion de tous les matériaux céramiques.

Les particules introduites dans le plasma sont chauffées et fondues. Aussitôt qu'elles pénètrent le plasma, elles sont accélérées pour atteindre la vitesse du gaz qui les entoure. La vitesse des particules qui dépend des propriétés de la poudre et des conditions d'opération peut atteindre 600 m s^{-1}. Ces particules frappent par la suite le substrat où, après avoir perdu leur énergie cinétique, elles se solidifient et refroidissent rapidement. Elles s'applatissent sous la forme de disques plats, s'entremêlent et s'empilent l'une sur l'autre pour former un dépôt cohérent.

5.3.2 La microstructure des dépôts

La microstructure de ce type de dépôt n'est pas commune. Comme on peut le constater à la figure 9, elle consiste en une multitude de particules lamellaires, de disques écrasés reposant l'un sur l'autre. Les gouttelettes solidifiées et applaties sont toujours parallèles au substrat. Celles-ci comprennent de fins grains basaltiques ou

microcristaux dont les joints sont perpendiculaires au substrat, ou plus particulièrement orientés vers la source de refroidissement. Quand les gouttelettes sont adéquatement projetées, les couches sont empilées de façon si serrée qu'il est difficile de distinguer le joint entre chacune d'elles. La porosité est, dans ce cas, à l'intérieur des lamelles. Cependant, fonction des propriétés physico-chimiques des matériaux projetés et des paramètres de dépôts, le revêtement peut être poreux et contenir des particules sphériques qui se sont solidifiées avant d'atteindre le substrat.

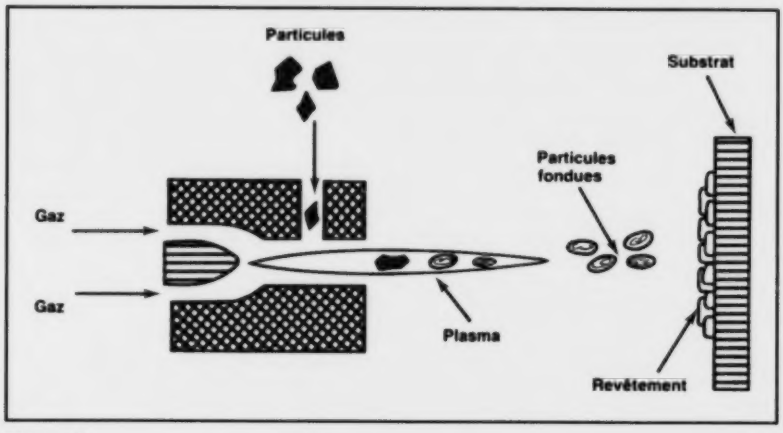


Figure 8
Schéma de la projection par plasma.

5.3.3 Les propriétés des dépôts

Quoique la température du plasma puisse excéder 10,000°C, le substrat peut être maintenu à une température faible (inférieure à 125°C) évitant ainsi tout risque de distorsion. L'adhérence des revêtements projetés par plasma, comme des autres types de revêtement, est une propriété très importante et la plupart des paramètres de dépôt sont fixés de façon à maximiser cette propriété. Quand les particules fondues frappent une surface rugueuse et en épousent la topographie, un accrochage mécanique du revêtement au substrat est obtenu. Quoique l'adhérence mécanique soit le mécanisme principal d'adhésion, on a observé que sous certaines conditions, un lien de type métallurgique pouvait être formé [33]. Contrairement aux autres procédés que nous avons abordés précédemment, cette technique de dépôt est très flexible. La flexibilité de la technique est illustrée à la figure 10 où un revêtement composé de couches multiples a été déposé sur une électrode de graphite (2.1 mètres de longueur, 0.5 mètre de diamètre) pour la protéger contre l'oxydation.

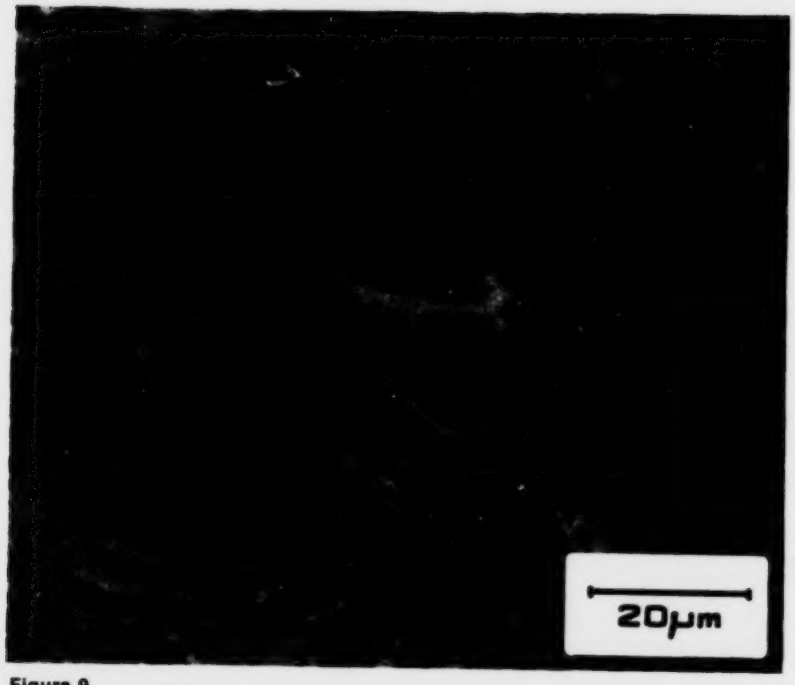


Figure 9
Microstructure de dépôt projeté par plasma.

5.3.4 Les techniques avancées de projection par plasma

Ces avantages indiscutables font de la projection par plasma un procédé de choix en tribologie, corrosion, isolation thermique ou pour réparer des pièces.

5.3.4.1 La fabrication de pièces

Bien qu'il s'agisse d'un procédé assez répandu, on en n'a pas encore exploité tout le potentiel pour produire économiquement de nouveaux matériaux. Ainsi très peu d'ingénieurs ont vu dans ce procédé une méthode de fabrication de pièces à la forme finale. Ce procédé peut être avantageux pour fabriquer des pièces céramiques difficiles à obtenir par d'autres moyens. Des matériaux difficiles à machiner comme les céramiques peuvent être mis en forme directement à partir de la phase liquide. Des pièces de forme complexe ou encore de pièces à paroi mince, impossible à obtenir au moyen de méthodes conventionnelles, peuvent être élaborées au moyen de la projection par plasma [34,35].

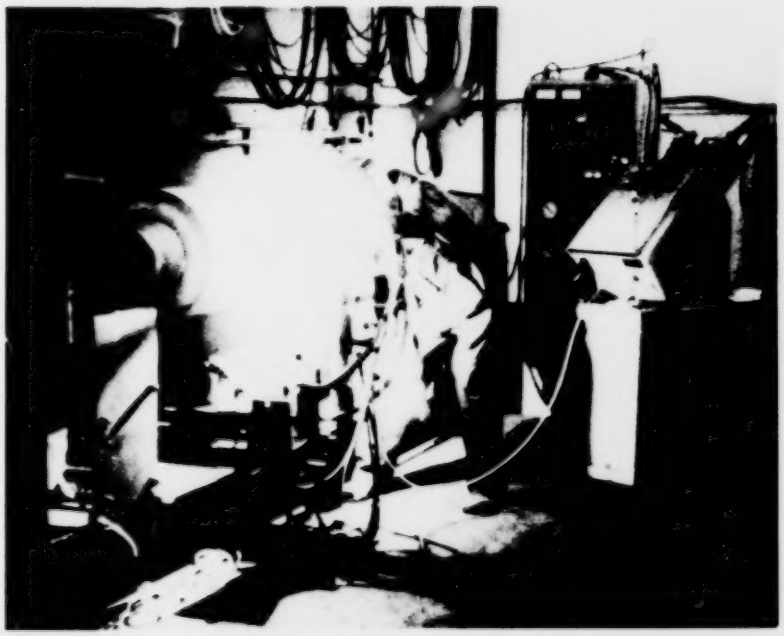


Figure 10
Revêtement d'une électrode de graphite.

5.3.4.2 Les revêtements gradués

L'utilisation de revêtements céramiques dans des applications où ils sont soumis de façon cyclique à de hautes températures est délicate à cause de la différence de coefficient d'expansion thermique qui existe entre la céramique et le substrat métallique. Cette différence de coefficients d'expansion entre la céramique et le métal peut être réduite en incorporant un certain nombre de couches dont la composition approche graduellement la composition de la céramique. De tels revêtements «gradués» impossible d'obtenir par des techniques conventionnelles le sont aisément par projection par plasma.

5.3.4.3 La projection-synthèse de revêtements de TiB_2-Fe

Dans les laboratoires de l'Institut de Génie des Matériaux, des revêtements contenant du TiB_2 dispersé dans une matrice d'acier ont été élaborés à partir de la projection par plasma [36,37]. Le nouveau procédé appelé projection-synthèse consiste à effectuer la synthèse et la déposition en une seule opération de revêtements de TiB_2-

Fe. Des particules agglomérées contenant les réactifs sont introduites dans le plasma. La réaction de formation s'effectue et les produits de réaction sont projetés sur le substrat pour constituer un revêtement composite. A cause de sa nature (phase TiB_2 finement dispersée dans une matrice métallique), ce nouveau revêtement a une dureté élevée et possède une excellente résistance contre l'abrasion [38]. La figure 11 nous montre la microstructure de ce type de revêtement.

5.3.4.4 D'autres matériaux avancés

A cause de sa flexibilité et de son aptitude à recouvrir de grandes surfaces, la projection par plasma peut être un outil indispensable à la production de certains types de matériaux. La production de masse d'électrodes polycristallines de TiO_2 [39] ou de Fe_2O_3 ayant une grande surface spécifique ne pourrait se faire au moyen des procédés conventionnels. On peut de même parler de revêtements épais

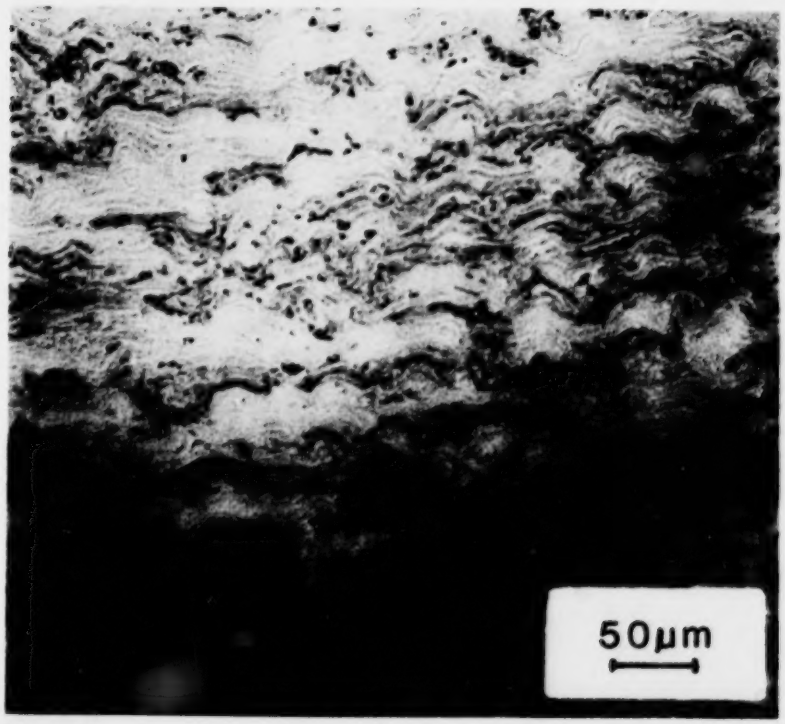


Figure 11
Microstructure d'un revêtement TiB_2-Fe obtenu par projection-synthèse par plasma.

de TiC (250 μm) destinés à recouvrir les limiteurs mobiles des machines de fusion thermonucléaire et résistant à des impulsions thermiques intenses qui ont pu être réalisés grâce à ce procédé [40].

6. Les futurs développements

Il est toujours délicat de faire des prévisions dans le domaine technologique car le développement d'une technologie particulière n'est souvent pas lié à des besoins techniques immédiats. Ce développement peut se modifier pour des raisons économiques (coût des matériaux), politiques (affranchissement d'importations difficiles) ou sociologiques (protection de l'environnement). Cependant, parce que des besoins se font sans cesse pressants dans plusieurs secteurs industriels, il nous est permis de faire quelques prévisions. Fort probablement se développeront dans l'avenir : (1) des procédés qui permettent d'obtenir des revêtements contenant plusieurs matériaux différents, (2) ceux dont le revêtement est distinct du substrat, (3) les procédés flexibles où la composition, la structure et l'épaisseur du revêtement pourront être modifiées, (4) ceux qui permettent d'obtenir des revêtements très épais et finalement (5) les procédés qui pourront «rajeunir» des composants défraîchis par l'usage.

L'introduction de nouvelles technologies ou de nouveaux matériaux peuvent aussi favoriser la création de nouveaux procédés ou le développement de certains procédés au dépens de d'autres. L'utilisation future de combustibles moins raffinés, ou du charbon et ou la mise en service de réacteur fonctionnant à haute température ne seront possibles que si des revêtements céramiques contrent les problèmes de corrosion et d'érosion à température élevée, les problèmes de carburation et d'oxydation. Toute tentative pour augmenter l'efficacité d'un procédé (moteurs, procédés chimiques) nécessitera fatalement la mise au point de nouveaux revêtements céramiques afin d'éviter l'accélération des mécanismes de dégradation liée à l'accroissement de température d'opération.

Le remplacement des superalliages par des alliages à solidification dirigée ou contenant des oxydes dispersés nécessitera de nouveaux revêtements céramiques. Et même lorsque l'aube de la turbine à gaz sera entièrement faite de matériaux céramiques, il faudra encore des revêtements céramiques pour la réparer.

Il est également possible que certains procédés encore immatures connaissent un développement insoupçonné. Le procédé sol-gel, jusqu'ici limité aux films minces de verres sur divers substrats, pourrait bien être plus largement utilisé dans le futur dès que la manipulation de certains alkoxides sera plus aisée et que les phénomènes de cristallisation seront mieux compris. La basse température de frittage est l'atout précieux de ce procédé.

Et pourquoi des procédés aussi simples que l'atomisation d'une bouillie schématiquement représentée à la figure 12 ne connaitraient-ils pas de nouveaux développement? Rappelons que, par ce procédé, des revêtements de sulfure de cadmium [41], d'oxyde de zinc [42], d'oxyde d'indium et d'oxyde d'étain [43] ont déjà été effectués à un coût relativement faible.

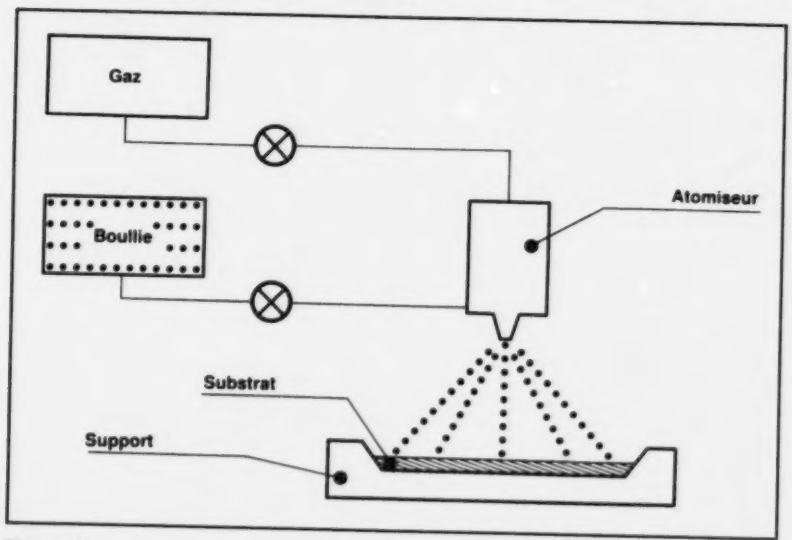


Figure 12
Schéma de l'atomisation d'une bouillie.

7. Conclusion

Les revêtements céramiques ont joué un rôle discret mais essentiel dans notre développement technologique. Renoncerait-on facilement aujourd'hui à l'informatique, aux télécommunications, au transport aérien pour ne nommer que quelques secteurs où les revêtements céramiques ont joué un rôle déterminant. Certes pas plus que l'audiophile aux têtes de lecture de son magnétophone, que l'industriel et le chercheur aux ordinateurs. Les revêtements céramiques n'ont pas été conçus pour dissimuler des objets. Leur présence n'est pas toujours apparente parce que leur action se situe au coeur du développement technologique.

Références

1. R.F. Bunshah, «Applications of Physical Vapor Deposition Processes«, Advisory Group for Aerospace Research and Development, Lectures Series No. 106, NATO, 1980.
2. N.J. Archer, British Ceramic Proceedings No. 34, Stoke-on Trent (1984) p.187.
3. H.W. Grünling et K. Schneider, Thin Solid Filsm, *84* (1981) 1.
4. G.W. Meetham, J. Vac. Sci. Technol. A, *3* (1985) 2509.
5. R.F. Bunshah, «High Rate Physical Vapor Deposition Processes» Advisory Group for Aerospace Research and Development, Lectures Series No. 106, NATO, 1980.
6. M. Auwarter, U.S. Patent 2,920,002 (1960).
7. R.F. Bunshah et A.C. Raghuram, J. Vac. Sci. Technol. *9*, (1972).
8. M. Kobayashi et Y. Doi, Thin Solid Films *54* (1978) 57.
9. R.F. Frieser, J. Electrochem Soc., *113* (1966) 357.
10. K. Wasa et S. Hayakawa, Microelectronics and Rehability *6* (1967) 213.
11. J.A. Thornton et V.L. Hedgeoth, J. Vac. Sci. Technol., *13* (1976) 117.
12. K.S. Keskar, Y. Yamashita, Y. Orodera, Y. Goto, et T. Aso, J. Appl. Phys. *45* (1974) 3102.
13. D. Gerstenberg et C. Calkok, J. Appl. Phys., *35* (1964) 402.
14. B.A. Movchan et A.V. Demchishin, Fizika Metall., *28* (1969) 653.
15. J.A. Thornton, J. Vac. Sci. Technol., *12* (1975) 830.
16. A.C. Raghuram et R.F. Bunshah, J. Vac. Sci. Technol., *9* (1972) 1389.
17. K. Oda, T. Yoshio et K. O-Oka, J. Am. Cer. Soc., *66* (1983) C8.
18. H. Beneking, A. Escoboga et H. Krauthe, J. Electronics Mater., *10* (1981) 473.
19. D. Biswas, C. Ghosh et R. Layman, J. Electrochem. Soc., *130* (1983) 234.
20. S. Allen, J. Appl. Phys. *52*, (1981) 6501.
21. H. Sterling et R. Swann, Solid State Commun. *8* (1965) 653.
22. R. Rosler, W. Benzing et J. Baldo, Solid State Technol., *19* (1976) 45.
23. S. Ojha, Phys. Thin Films *12* (1982) 237.
24. C. Dell'oca, D. Dulfrey et L. Young, Phys. of Thin Films, *6* (1971) 1.
25. D. Anderson et W. Spear, Phil. Mag. *35* (1977) 1.
26. Y. Catherine et G. Turban, Thin Solid Films, *60* (1979) 193.
27. F. Hazelwood, Proc. Int. Conf. on Advances in Surface Coating Techniques, London, 1978, p.29.
28. D. Kuppers, J. Koenings et H. Wilson, J. Electrochem Soc., *123* (1976) 1079.
29. N. Katto et Y. Koga, J. Electrochem. Soc., *118* (1971) 1619.
30. C. Hayman, British Ceramic Proceedings No. 34, Stoke-on-Trent 1984, p.175.
31. D.R. Biswas, J. of Mat. Science, *21* (1986) 2217.
32. A.J. Perry, «Techniques of Chemical Vapour Deposition«, Advisory Group for Aerospace Research and Development Lectures Series No. 106, NATO, 1980.
33. S. Dallaire, Thin Solid Films, *95* (1982) 237.
34. C.E. Holcombe, Am. Ceram. Soc. Bull., *57* (1978) 610.
35. C.E. Holcombe et G.L. Powell, Am. Ceram. Soc. Bull., *52* (1973) 858.
36. S. Dallaire et B. Champagne, Thin Solid Filsm, *118* (1984) 477.
37. S. Dallaire et B. Champagne, Modern Developments in Powder Metallurgy, Vol. 17, 1985, p.589.

38. B. Champagne et S. Dallaire, J. Vac. Sci. Technol. A, *3* (1985) 2373.
39. L. Parent, J.P. Dodelet, S. Dallaire, G.G. Ross et B. Terreault, J. Electrochem. Soc., *132* (1985) 2590.
40. C. Brunet, S. Dallaire et R.G. St-Jacques, J. Vac. Sci. Technol. A, *3* (1985) 2503.
41. R. Chamberlin et J. Skarman, J. Electrochem. Soc., *113* (1966) 86.
42. J. Arnovich, A. Ortiz et R. Bube, J. Vac. Sci. Technol., *16* (1979) 994.
43. J. Manifacier, M. De Murcia et J. Fillard, Thin Solid Films *41* (1977) 127.

Chapter 11

Polymeric coatings

M.N. Bassim, S. Yannacopoulos and
M.C. Chaturvedi

Department of Mechanical Engineering
University of Manitoba
Winnipeg, Manitoba, Canada R3T 2N2

ABSTRACT

The use of polymeric coatings to prevent or retard corrosion is examined. The characteristic properties of polymeric materials which make them suitable for protective coatings are outlined. The various polymeric coatings which are presently in use are described and methods for coating application are reviewed. The use of polymeric coatings at relatively moderate temperatures and under cyclic loading such as in corrosion-fatigue is also presented.

1. Introduction

Providing protection to steel structures and components against corrosion and degradation in adverse environment has been the main justification for the development and use of protective coatings. The main purpose of the coating is to eliminate contact of the steel with the environment and thus the selection of the coating material depends on the specific application under consideration. In general, coatings can be classified into three types, namely metallic, ceramic and polymeric coatings. While this paper deals in detail with polymeric coatings, a short description of the other types of coatings is given.

Metallic coatings represent the most widely used protection method against corrosion-fatigue. Most metallic coatings fall into two categories, one in which the metallic coating is more electronegative than the steel such as zinc and thus, if corrosion takes place, the zinc corrodes first and thereby protects the steel substance. Ths second type of coatings are those of metals which are less electronegative than steels and therefore more resistant to the corrosive environment. The coating in this case, provides a physical barrier to the corrosive environment and therefore mechanical damage of the coating, as well as its porosity, can be detrimental to the steel substrate. Among metals used in this type of coatings are aluminum, copper, titanium and stainless steels. Metallic coatings of both types can be applied by flame spraying, cladding, hot dipping, vapor deposition and electro deposition.

Ceramic coatings have been used for a long time in domestic applications including bathtub and hot water tanks where ease of cleaning is essential as well as in the winery, brewery, drug and food industries. Ceramic coatings are characterized by their good thermal and chemical properties. However, their relative brittleness represents a significant disadvantage in limiting their use. Recently, special ceramics such as CrB, CrB_2, TiB_2 and ZrB_2 which have high melting points, high oxidation resistance and high strength have been used as coating on turbine blades, combustion chamber liners, rocket nozzles and rocket nose cone[1]. These coatings are also used in situations of high temperatures and corrosive environments as in ramjet combustion chambers[2].

The third type of coatings; i.e., polymeric coatings, is the subject of this chapter. These coatings are characterized in general, by superior chemical resistance, good formability and ease of application. These properties, along with other desirable properties like appearance, availability and low costs, make polymeric coatings very attractive in applications where the steel structures which need protection are subjected to moderate stresses and temperatures together with the adverse environment.

In this study, the chemistry of polymeric coatings is presented. This is followed by a discussion of the various methods of application of these coatings as well as examples of the performance of these coatings under corrosive environments and also corrosion related conditions such as corrosion-fatigue.

2. Chemistry of polymeric coatings

Two aspects of polymeric coatings can have significant influence on their properties and performance. One is the chemistry of the polymeric reactions which lead to development of the different polymeric coatings and the other is the chemistry of interation of the polymeric coatings with the metal they are covering as well as with the corrosive environment with which they are in contact. These two aspects will be described briefly in this presentation.

2.1 Chemistry of polymeric reactions

The subject of polymer chemistry is very wide and has been treated at various lengths in several textbooks[3-6]. The basic definition of a polymer or a plastic is that it is a high molecular weight organic material which can be used advantageously by forming into various useful shapes[7]. As an organic material, polymers contain carbon atoms which are covalently bonded to other carbon atoms or to oxygen, nitrogen, phosphorous of sulfur to form a polymer chain.

Because of the various polymeric reactions, there is a very large number of polymeric materials in commercial production which have a wide range of properties. Also, beside the chemistry of the polymeric reaction, these properties are dependant on the structure of the polymer which affects the ease by which the long polymer chain slide over each other.

Two broad descriptions of polymer structure are used, namely that of themoplastic and thermosetting. Polymers which are thermoplastic soften with increasing temperature and are easily deformed. On cooling, they retain the shape into which they were molded and regain their original room-temperature properties. A thermosetting polymer, on the other hand shows no softening with increasing temperature until chemical decomposition takes place. Thus the properties of thermosetting polymers are not reversible on cooling.

Other structural factors which affect the properties of polymers include stereoisomerism which describes the way side groups are arranged with respect to the -C-C-C backbone of the polymer. Another is branching which prevents the main polymer chains from coming together as closely as a linear chain thus rendering a branched polymer less strong and more soft and flexible than a linear

polymer. Also, the degree of polymerization which controls the polymer chains and hence the properties.

While most thermosetting polymers are amorphous with no descernable ordering or regular arrangements of the polymer molecules, crystalline regions are formed where sufficient chains come close together to form an ordered pattern. Linear polymers are more likely to crystallize than branched polymers. Polymers with bulky side groups do not crystallize. Crystalline polymers have higher density which in turn raises strength and rigidity. Generally crystalline polymer structures consist of region which are highly ordered surrounded by an amorphous matrix.

2.2 Reactions of polymers with the environment

Ideally, when a polymer is used as a coating, it is expected that the polymer will be inert to the environment to which it is exposed and also that the polymer will provide sufficient adhesion to the surface of the metal and will not separate or peel off with time. The success of a polymer coating thus depends on the extent of its resistance to the adverse environment and adhesion to the metal substrate.

An important polymer reaction which affects its properties as a coating is its affinity to dissolve in a solvent. Generally, cross linked polymers will not dissolve easily in most solvents. Some polymers may crack in the presence of a solvent by a process similar to stress corrosion cracking in metals.

With respect to corrosive environments, polymer coatings may undergo chemical reactions which are specific to the type of polymer and its chemistry. For instance, most polymers oxidize slowly when exposed to air in the presence of sunlight, probably due to the presence of ultraviolet radiation. This reaction is increased by the presence of impurities (or fillers) in the polymer. Polymers tend to react with chlorine as well as with nitric acid, particularly at high temperatures. Concentrated sulfuric acid also attacks polymers. Some polymers, including phenolic resins are attacked by strong alkaline solutions. Ozone gas can cause cracking of some polymers particularly synthetic rubber.

This general review of the properties of polymer coatings is by no means exhaustive. In the next section, some of the most important polymer coatings are described while Tables 1-3 summarize their most relevant properties.

Table 1
Corrosion resistance of various coatings[8]

Resistance to	Chemical resistant vinyl		Alkali-resistant chlorinated rubber		Epoxy polyamide		Acid and fume phenolic	
	Appearance	Adhesion	Appearance	Adhesion	Appearance	Adhesion	Appearance	Adhesion
Water soak corrosion	Excellent	Fair	Good	Fair	Excellent	Excellent	Excellent	Excellent
10% Sodium hydroxide solution	Excellent	Good	Heavy blisters	Poor	Slight discolouring	Excellent	Poor	Poor
10% Hydrochloric acid	Excellent	Poor	Excellent	Poor	Slight discolouring	Excellent	Slight blisters	Poor
10% Sulphuric acid	Excellent	Good	Medium blisters	Poor	Excellent	Excellent	Slight discolouring	Good
10% Chromic acid	Excellent	Poor	Very poor	Poor	Bad discolouring blisters	Good	Poor blisters	Poor
Glacial acetic acid	Slight blisters	Poor	Medium blisters	Poor	Heavy blisters	Poor	Medium blisters	Poor
Heat resistance	Complete failure		Complete failure		Discolours, very hard, slightly brittle		Discolours brittle	

Table 2
Chemical, physical and application properties of epoxy resins and other maintenance coatings[8]

Properties	Epoxy amine	Epoxy ester	Vinyl	Chlorinated rubber	Alkyds
Chemical resistance					
Acids	Excellent	Good	Excellent	Fair	Poor
Alkali	Excellent	Good	Excellent	Excellent	Poor
Solvents	Excellent	Good	Poor	Poor	Poor
Physical properties					
Flexibility	Good	Excellent	Excellent	Good	Good
Adhesion	Excellent	Excellent	Poor	Poor	Good
Hardness	Excellent	Excellent	Good	Good	Good
Abrasion resistance	Excellent	Excellent	Good	Good	Fair
Application properties					
Method	Spray, brush, roller	Spray, roller, flow, brush, dip	Spray, roller, brush, dip	Spray, roller, brush, dip	Spray, roller, flow, brush, dip
Film thickness per coat, mil	1.0-2.0	1.0	0.4	0.5-0.6	0.75-1
Dry and/or cure	Chemical curing	Oxidation	Solvent evaporation	Solvent evaporation	Oxidation
Gloss retention	Poor	Fair	Excellent	Fair	Excellent
Colour retention	Fair	Good	Excellent	Poor	Excellent

Table 3
Summary of properties of polymeric coatings[9]

	Phenolic	Epoxide amine adduct	Epoxide phenolic	Polyurethanes	PVC plastisol and organosol	Neoprene	Vinyl	Chloro-sulphonated polyethylene (Hypalon)
Method of application	Brush or spray	Brush or spray	Brush or spray	Brush or spray	Spray, dip or knife	Brush, spray or roller	Brush or roller	Brush or roller
Final stoving temperature	150-170°C	55-60°C Some types ambient temperatures	195-205°C	Ambient temperatures	170-190°C	170-190°C Many types ambient temperatures	Ambient temperatures	Ambient temperatures
Maximum temperature of use	80°C Continuous aqueous immersion	Ambient Continuous aqueous immersion	60°C Continuous aqueous immersion	50°C Continuous aqueous immersion	60°C Continuous aqueous immersion	Ambient Continuous aqueous immersion	Ambient not suitable continuous immersion See limngs	90°C
Normal thickness range (mm)	0.12-0.3	0.12-0.2	0.12-0.35	0.12-0.3	0.12-0.5	0.12-0.5	0.12-0.5	0.12-0.3
General properties	Hard, tough, good gloss, good adhesion to metals	Moderately hard good gloss, good adhesion to metals	Hard, tough, good gloss, good adhesion to metals	Moderately hard tough, good adhesion to metals and concrete	Tough and yet flexible good adhesion to metals	Variable hard, flexible, good adhesion to metals and concrete	Tough and yet rubbery, good adhesion to metals and concrete	Tough, good gloss, good adhesion to metals
Chemical resistance								
Acids	pH 7-2	pH 7-3	pH 7-2	pH 7-2	pH 7-0	pH 7-1	pH 7-1	pH 7-0
Alkalis	pH 7-10	pH 7-13	pH 7-13	pH 7-13	pH 7-13	pH 7-13	pH 7-13	pH 7-14
Oils and Solvents	Good	Good in many cases, limited in others	Good	Good	Limited	Limited	Limited (not for immersed conditions)	Good
Main applications	Internal coating metal vessels for mild corrosive conditions	Internal coating of metal and in some cases concrete vessels for mild corrosive conditions	Internal coating metal vessels for mild corrosive conditions	Internal coating of metal and concrete vessels for mild corrosive conditions	Coating of metals for mild to severe corrosive conditions for splash and fumes	Internal and external coatings of metal and concrete vessels. Generally external coating	External coating of metals and concrete for splash and fumes	External coating of metals and concrete for splash and fumes

3. Polymer coatings

Rubber derivatives are non tacky thermoplastics and are widely used as coatings and films. They are available in different degrees of substitution and are insoluble in aliphatic hydrocarbons but are soluble in aromatic hydrocarbon solvents. Chrlorinated rubber (67% chlorine) is used as a chemical resistant coating for concrete such as that in swimming pools. Catalyzed rubber (Pliolite) is soluble in alphatic hydrocarbon solvents and is more resistant to heat than chlorinated rubber. Although the chemical resistance of catalyzed rubber is very good it has been displaced by other coatings such as styrene- butadiene copolymer because of its higher cost[10].

Alkyd Resins are resinous products obtained by the condensation of polyhydric alcohols ans polycarboxylic acids, and are the most widely used coating resins. Alkyds are used as coating material for building, automotive, and appliance applications. They have fair resistance to aqueous acids and excellent resistance to aqueous salt solutions, or resins produced by the condensation of formaldehyde with an excess of phenol under acidic conditions and have been used as heat resisting coatings. Pigmented filled solvent-free resole resins are used as baked coatings for drilling pipe, printing plate backing, and as drum and tank linings[11].

Epoxy resin coatings are produced by the condensation of bisphenol-A and epichlorohydrin and have excellent adhesion to the substrate, excellent resistance to alkalies and salts, good resistance to nonoxidizing acids, and fair resistance to organic solvents. They are used as protective coatings for appliances, automotive, cans and drums, and pipes.

Polyurethanes are characterized by excellent adhesion to all types of substrates[12] as well as excellent resistance to abrasion. The two component polyurethane systems have very good resistance to corrosive environments and organic solvents.

Amino resins are produced by the condensation of formaldehyde with urea or melamine. Amino resin coatings have limited use in corrosive environments[13].

Silicones are produced by the hydrolysis of chloro or alkoxy silanes. They have excellent resistance to elevated temperatures, weathering, and are water repellant. They are used as high temperature coatings.

Vinyl chloride polymers have excellent resistance to aqueous solutions of acids, alkalies, salts and oils, but tend to degrade at elevated temperatures unless stabilizers are added. Due to their poor adhesion characteristics a primer must be used before the application of a vinyl coating.

One of the most chemically resistant polymers is **Teflon,** (Polytetrafluoroethylene)[14], but since it is insoluble to solvents and does not adhere readily to substrates it is not widely used as a coating. Polyvinylidine fluoride, however, is used as a coating since it is soluble in polar solvents such as dimethyl sulfoxide and dimethylformamide. These coatings are resistant to most acids, alkalies, salts, and nonpolar solvents.

Acrylic coatings have excellent resistance to ultraviolet radiation and weathering and are very widely used as automotive coatings. They have good resistance to aqueous solutions of nonoxidizing acids, salts and alkalies. The methacrylates are more resistant to alkalies than the acrylates[15].

Emulsions of copolymers of **styrene** and butadiene have been used to a small extent as coatings. Polystyrene is soluble in aromatic hydrocarbons but is resistant to aqueous solutions of salts and alkalies.

Polyolefins are the most widely used polymers. They are resistant to aqueous solutions of salts, alkalies, and acids. Although low and high density polyethylene and polypropylene are insoluble in solvents below their melting point, however, they are applied as coatings through fluidized bed and electrostatic spray techniques[16].

Polyamides such as Nylon-66 and Nylon-6 have good resistance to aqueous solutions of salts and alkalies and are useful as abrasion resistant coatings[17].

4. Application of polymeric coatings

Depending on the thickness, polymer films may be referred to as either coatings or linings. Even though in some cases a differentiation is difficult to make, in general coatings refer to film thickness below 0.5 mm, whereas linings refer to films thicker than 0.5 mm[9].

A number of coating application techniques have been developed over the years in order to deal with various situations. Selection of the coating technique depends on various factors such as type of coating, geometry of component to be coated and sensibility to high temperature, required coating thickness etc.

Preparation of the surface to be coated is probably the most important and critical step in the coating application. The surface condition is mainly governed by the type of coating to be applied. A number of surface preparation methods are used as specified by the Steel Structures Painting Council[18] and they include the following: SP1; solvent cleaning, SP2; Hand tool cleaning, SP3; Power tool cleaning, SP5; White metal blast cleaning, SP6; Commercial blast

cleaning, SP7; Brush-off blast cleaning, SP8; Pickling, SP10; Near white blast cleaning. The description of these surface preparation methods is shown in Table 4.

Table 4
Summary of surface preparation specifications[17].
(by permission of the publisher)

SSPC Specification	Description
SP 1; Solvent	Removal of oil, grease, dirt, soil, salts, and contaminants by cleaning with solvent, vapor, alkali, emulsion, or steam.
SP 2; Hand tool cleaning	Removal of loose rust, loose mill scale, and loose paint to degree specified by hand chipping, scraping, sanding, and wire brushing.
SP 3; Power tool cleaning	Removal of loose rust, loose mill scale, and loose paint to degree specified, by power tool chipping, descaling, sanding, wire brushing, and grinding.
SP 5; White metal blast cleaning	Removal of all visible rust, mill scale, paint, and foreign matter by blast cleaning by wheel or nozzle (dry or wet), using sand, grit, or shot. (For very corrosive atmospheres where high cost of cleaning is warranted.)
SP 6; Commercial blast cleaning	Blast cleaning until at least two-thirds of the surface area is free of all visible residues. (For rather severe conditions of exposure.)
SP 7; Brush-off blast cleaning	Blast cleaning of all except tightly adhering residues of mill scale, rust, and coatings, exposing numerous evenly distributed flecks of underlying metal.
SP 8; Pickling	Complete removal of rust and mill scale by acid pickling, duplex pickling, or electrolytic pickling.
SP 10; Near-white blast cleaning	Blast cleaning nearly to white metal cleanliness, until at least 95% of the surface area is free of all visible residues. (For high humidity, chemical atmosphere, marine, or other corrosive environments.)

The following techniques are used for application of polymer and other coatings:

The **dipping** technique as the name implies, involves dipping the component to be coated in a container which holds the coating material in the liquid form. The liquid is then allowed to drain into a thin film which becomes converted into a solid film. Obviously, this technique may be impractical for large size components with complicated geometries, since the resulting coating may be non-uniform in tickness especially around notches. The thickness of the resulting coating will depend upon the viscosity of the fluid and the time that the part is allowed to remain in the dipping tank.

Fluidized sintering is a specialized dipping technique which was developed in order to overcome the limitation of some polymers to be converted into viscous fluid. In this technique the coating mate-

rial is in the powder form and with the aid of high pressure air the powder particles are suspended in a tank and adhere to the part to be coated.

The size of the powder particles is important as is the temperature which the part can withstand without altering the microstructure, since heat is applied to the component before dipping[9]. This is shown in *fig. 1.*

Brush and roller techniques could provide satisfactory results, however, it is really up to the applicator to produce an acceptable coating. Rather than detailing the exact method of application, parameters such as type of coating, number of coats and dry film thickness are specified. Then it becomes the responsibility of the experienced applicator to produce a defect free coating with uniform thickness and good adhesion.

Due to the complications which may arise with dipping and brush and roller application techniques, application of coatings with **spraying** has become very popular. Spraying allows the application of a coating to be made in a very short time, covering a large area with an even film thickness and relatively free of pinholes. The latest advancement of this technique is airless spraying which utilizes a high mechanical pressure device to atomize and propel the liquid onto the surface[19].

5. Adhesion of coating

Adhesion of the coating material to the substrate is one of the many variables which determine the effectiveness of a coating as a measure against corrosion. Without good adhesion a coating is only temporarily effective in preventing corrosion. The two keys to good adhesion are surface preparation and attraction between the coating and the substrate.

Based on the type of bonding between the coating and the substrate adhesion has been classified into mechanical, polar and chemical, **mechanical adhesion** is associated with and depends upon surface roughness or anchor pattern of the substrate[20,21]. Surface roughness influences adhesion by increasing the actual surface area available for contact between the coating and the substrate. Most coatings in the maintenance field obtain adequate adhesion with an anchor pattern, distance from bottom of depressions to top of peaks, between one and two mils.

Polar adhesion refers to the attraction between polar groups of the coating and those of the substrate. This degree of attraction between polar groups determines the extent of polar adhesion. The development of vinyl resins demonstrates a good example[20]. The

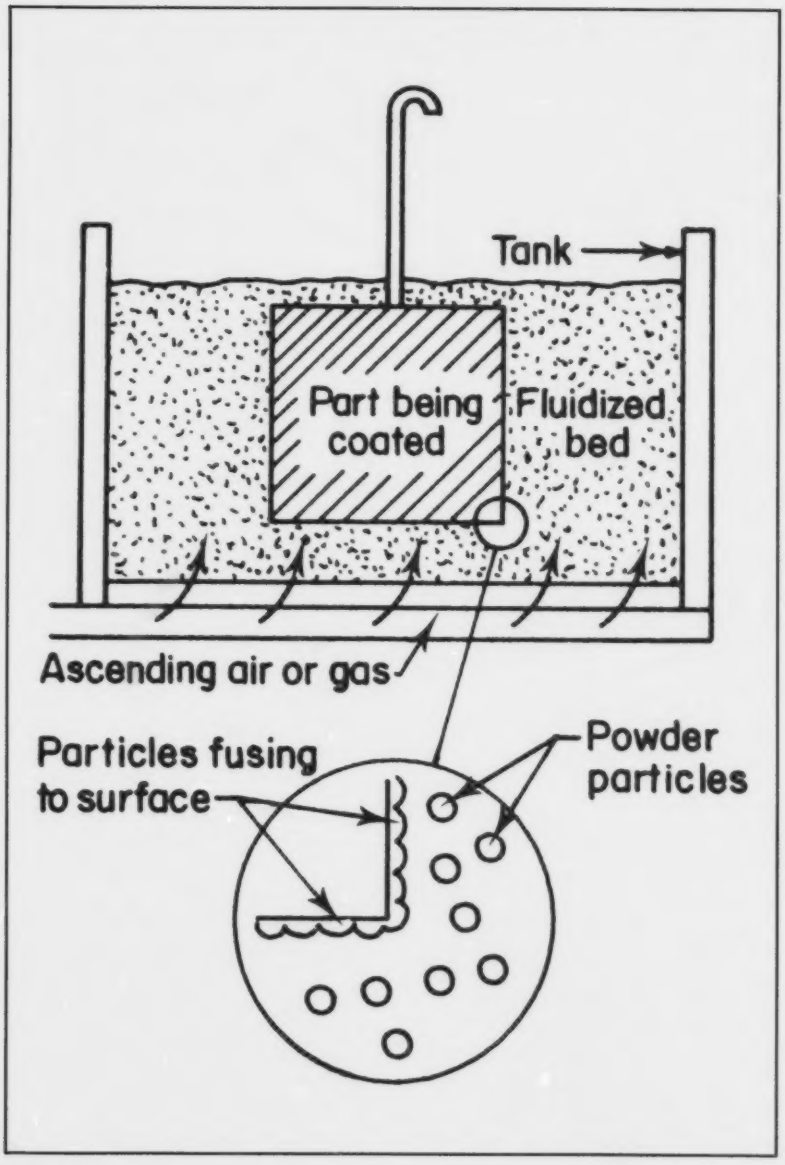


Figure 1:
Fluidized bed sintering. The specimen has to be heated

original vinyl chloride-vinyl acetate resins had little adhesion to metal surfaces. However, the addition of small amounts of maleic acid greatly improved adhesion by forming strong polar groups. The excellent adhesion of epoxies is also due to the hydroxyl and other polar groups, as is the adhesion between amines, amides and urethanes and metal surfaces.

Chemical adhesion, which is the most desirable form of adhesion, depends on the chemical affinity between coating and metal surface. A true chemical reaction takes place in this kind of adhesion. A reaction of this type occurs in the case of vinyl wash primers in which the presence of phosphoric acid initiates a reaction among metal, resin, and inhibitive pigment to produce a tightly adherent, corrosion-resistant layer. Chemical adhesion is shown in *figure 2* while polar adhesion examples are shown schematically in *figure 3.*

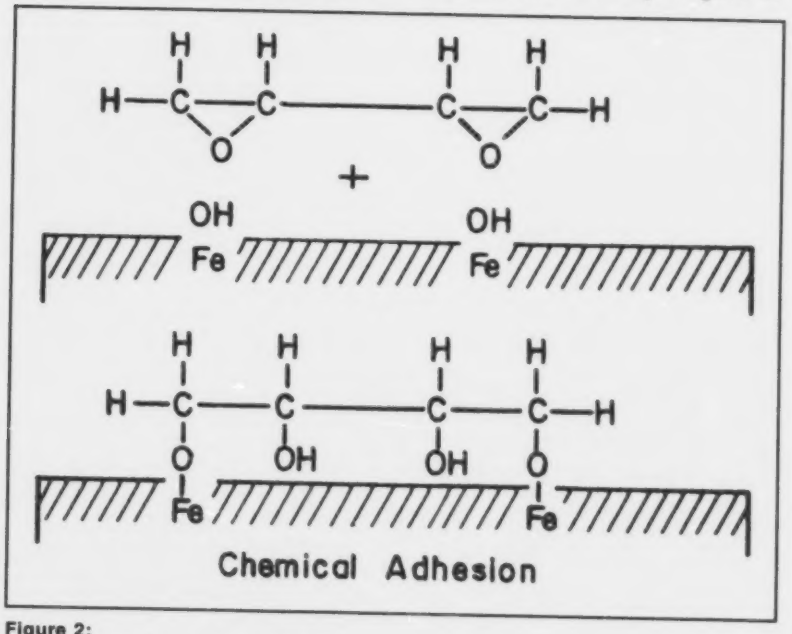


Figure 2:
Chemical adhesion — (Principle)

Most coatings fail due to poor adhesion with the substrate. Poor adhesion may result from wrong choice of coating material, poor surface preparation, or improper coating application. Coatings are characterized by their adhesive and cohesive strength. The adhesive strength of a coating characterizes the ability to adhere to another surface and has been discussed in the previous section. The cohe-

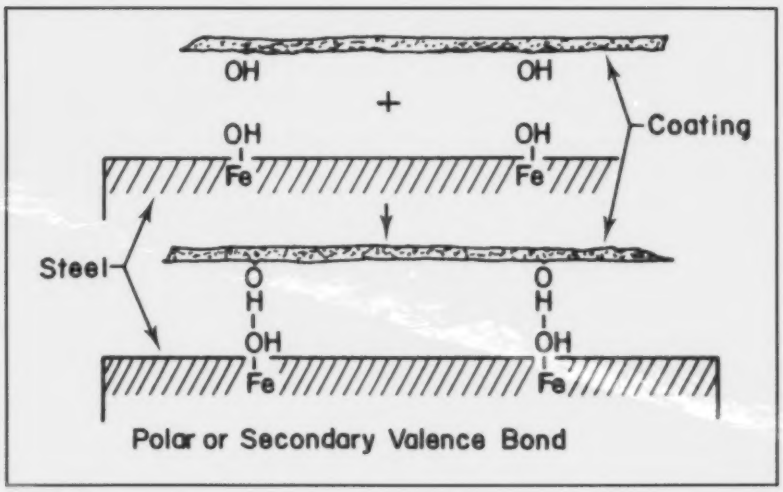


Figure 3:
Polar adhesion

sive strength is the bonding within the coating itself. A reliable coating is one for which the adhesive strength is higher than the cohesive strength[20]. In the above situation if failure occurs it will not be detrimental for the protected surface since part of the coating will remain intact. Examples of adhesive and cohesive failures are shown schematically in *figure 4*.

There are three main types of adhesive failures which are encountered in organic coatings. These are undercutting, blistering and intercoat delamination. Moisture vapor passes through an organic coating at a speed which is directly proportional to its moisture transfer rate[20,21]. If adhesion is by means of chemical bonding there is usually no problem because the water molecules cannot affect the chemical reaction which holds the coating and the substrate together. However, in the case of polar bonding the water can change the polar relationship between the coating and the substrate and therefore weaken the adhesive strength.

6. Testing of polymer coatings

The performance of polymer coatings in corrosion control can be evaluated by performing various tests. These tests provide information on either the extent of adhesion or the resistance to environmental degredation. The extent of adhesion can be determined by

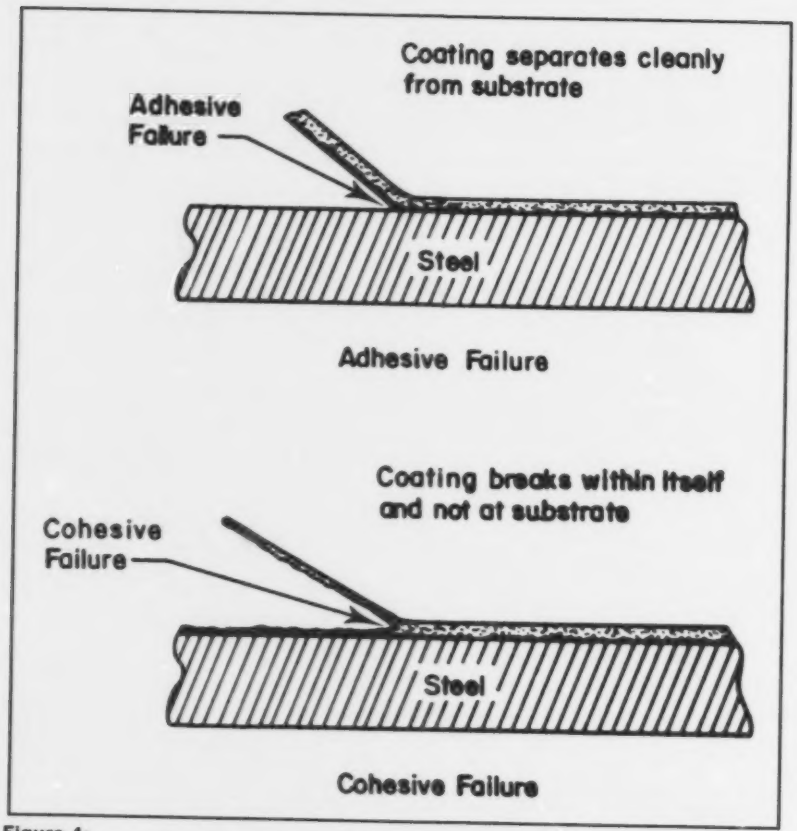


Figure 4:
Sketch showing adhesive and cohesive failures of coatings[20]. (By permission of the publisher).

the tape test as outlined in the ASTM D 3359-78 standard[22]. In this test a lattice pattern of six or eleven cuts is made on coated steel panel. A pressure sensitive tape is applied over the grid and then pulled off within 90±30 seconds at as close to an angle of 180° as possible. The grid area is then inspected and adhesion is evaluated by assessing the edges of the cuts.

The resistance of polymer coatings to environmental degredation can be evaluated by performing various tests such as the Salt Spray test, the Outdoor Wethering test, Accelerated tests, Static Immersion tests, and Electrical tests.

The **salt spray test** was developed in order to simulate the conditions present in humid atmospheres and coastal environment. This is an accelerated test (ASTM B-117) and has been widely accepted as a standard for the performance of coated metals. A specimen is suspended in a mist of an atomized aqueous solution of sodium chloride in a chamber at a specified temperature, usually 35°C, and a solution pH of 6.5 – 7.2. Exposure periods are in the range of 16 to 720 hours with intermediate examination and weight loss measurements.

In the **outdoor weathering** test a number of coated panels are exposed on racks at an angle of 45° to the horizontal and facing south. Since these tests require long periods of time they are sometimes replaced by accelerated tests. Once again, performance of the coated panels is based on inspection and weight loss measurements.

As mentioned earlier the salt spray test is an accelerated test. Other **accelerated tests** are used for the exposure of coatings to artificial light and water (ASTM D-822), to mirror- intensified sunlight (EMM AQUA)[23], and accelerated weathering tests (ASTM D-795). The most popular accelerated wethering test (ASTM-G-23) is a cyclic test which utilizes a weatherometer including sunshine arc and humidity control. Test samples are exposed to simulated sunlight at 50% relative humidity for one hour and then to 100% relative humidity in the dark for another hour.

Even though the **static immersion tests** do not simulate the conditions of use they yield useful information especially when the volume of solution used is large relative to the size of the test piece. A standard has been developed for organic coatings on steel (ASTM D-870). In this test a number of specimens are partially immersed in the test solution which is controlled at 38±1°C for an agreed upon length of time. The immersion tests may be used with water or aqueous solutions of acids, alkalies, salts, and also organic liquids.

Electrical tests are gaining popularity mainly due to their simplicity. The effctiveness of coatings has been estimated by measuring the change in voltage across electrodes on the surface of coated panels, by measuring changes in resistance, and by using the coated specimen as a cathode in a salt solution and measuring the current flow[23].

7. Use of coatings against corrosion/ corrosion fatigue

Organic coatings have been used extensively for protection of steels and other materials from the environment. The basic function of these coatings is to provide electrical insulation between the

substrate and the environment and, therefore, they must adhere well to the substrate, be non-porous, and resist the service environment. However, if the coated component is to be used under stress the mechanical properties of the coating must be considered along with its physical and chemical properties. Also, since the mechanical properties are influenced by temperature the mechanical behavior of the coating at the service temperature must also be taken into account.

Under the influence of cyclic loading and an agressive environment steels may fail by corrosion fatigue. It should be posible to eliminate or reduce the susceptibility of steels to corrosion fatigue by stopping the action of the corrosive environment. This may be possible with the use of a polymer coating if one can be found which adheres well to the substrate is non-porous, can withstand cyclic loading and the particular service temperature, and is inert to the service environment.

Two important variables which must be considered are the cyclic frequency and the coating thickness. Fatigue life of polymers generally decreases as the frequency of the oscillations increases [24-26]. This is due to the low thermal conductivity of polymers which causes the heat built up during oscillations to dissipate very slowly. It is obvious that the thicker the coating the lower is the probability that the environment will reach the substrate. This may be true when general corrosion is considered, however, in the case of corrosion fatigue the heat build up increases with increasing coating thickness. It is concluded, therefore, that if a polymer is to be used as protection against corrosion fatigue the cyclic frequency and the coating thickness must be carefully considered.

As mentioned earlier, polymer coatings are used extensively for general corrosion control, however, very little information exists in the literature concerning the use of polymer coatings for corrosion fatigue control[27] although this possibility has been suggested by some investigators[3, 28]. Kalichak et al.[27] have investigated the effect of an epoxy polymer coating on the corrosion behavior of martensitic stainless steels characterized by low corrosion fatigue strengths. They found that the 0.1 mm thick coating did not affect the fatigue strength of steel in air, however, the corrosion fatigue strength of the same steel in 3% NaCl increased by more than three times. It is also mentioned in their findings that at high stress ampliudes, above 40 daN/mm^2, the coating film breaks prematurely causing catastrophic corrosion fatigue failure.

8. Conclusions

A review of the properties and applications of polymeric coatings has been presented. It is shown that these coating are suitable for protection of metals, particularly steels, against corrosion when the temperatures are moderate and the level of applied stress is low. The choice of a given polymer coating is dependent on the application under consideration. The polymer chemistry of these coatings has been described and the various tests for checking the quality of the coating, including standardized tests by the American Society for Testing and Materials have been presented in this review.

References

1- A.A. Mikheev, I.P. Pistun, P.N. Millioti, and A.B. Kuslitskii, Zashchita Metallov, Vol. 12, No. 6, Nov.-Dec. 1976, pp. 696-697.

2. Shashi B. Agarwal and R.A. Legault, Materials Performance, NACE, Oct. 1983, pp. 19-23.

3. G. Dieter, "Mechanical Metallurgy", McGraw Hill, (1976) pp. 292-324.

4. T. Alfrey and E.F. Gurney, "Organic Polymers", Prentice-Hall, (1967).

5. F. Rodriguez, "Principles of Polymer Systems", McGraw Hill, (1970).

6. S.S. Schwartz and S.H. Goodman, "Plastic Materials and Processes", Van Nostrand Reinhold, (1982).

7. J.F. Bosich, Corrosion Prevention, Chapter 8, J.J. McKetta and M. Dekker eds., Barnes & Noble, Inc., 1970.

8. W.G. Potter, Uses of Epoxy Resins, Newnes-Butterworths, 1975, p. 38.

9. V. Evans, Chapter 6 in Plastics as Corrosion-Resistant Materials, Pergamon Press, 1966.

10. R.B. Seymour, Plastics vs Corrosives, Chapter 8, John Wiley & Sons, 1982.

11. H.V. Boenig, Unsaturated Polyesters, Elsevier Publishers, New York, 1962. (cited in 9).

12. K.C. Frisch, Chapter 54 in Applied Polymer Science, K.K. Craver and R.W. Tess, Eds., Org. Coat. and Plast. Chem. Div., American Chemical Society, Washington, DC, 1975. (cited in 9).

13. C.P. Vale and W.G.K. Taylor, Aminoplastics, Illiffe Books Ltd., London, 1964. (cited in 9).

14. R.J. Plunkett, U.S. Patent 2, 330, 654 (1961). (cited in 9).

15. W.H. Brendley, G.V. Calder, and L.A. Wetzel, Chapter 55 In Applied Polymer Science, J.K. Craver and R.W. Tess, Eds. Org. Coat. and Plast. Chem. Div., American Chemical Society, Washington, DC, 1975. (cited in 9).

16. R.B. Seymour, Australian Oil and Colour Chemists Association, 14(11), 4(1977). (cited in 9).

17. M.I. Kohan, Nylon Plastics, John Wiley and Sons, New York, 1973. (cited in 9).

18. K.B. Tator, Chapter 7 in Corrosion and Corrosion Protection Handbook, Ph. A. Schweitzer editor, Marcel Dekker, Inc., 1983.

19. L.W. Gleekman, Pulp and Paper Industry Corrosion Problems, NACE 1974, pp. 33-41.

20. C.G. Munger, Materials Performance, NACE, July, 1983, pp. 33-37.

21. J.F. Bosich, Corrosion Prevention, Chapter 5, J.J. Mcketta and M. Dekker eds., Barnes & Noble Inc., 1970.

22. ASTM Designation D3359-79, Measuring Adhesion by Tape Test.

23. R.B. Seymour, Plastics vs Corrosives, Chapter 6, John Wiley & Sons, 1982.

24. L.E. Nielsen, Mechanical Properties of Polymers and Composites, Marcel Dekker, Inc., 1974, p. 349.

25. E.H. Andrews, Fracture in Polymers, Oliver and Boyd Ltd., 1968, p. 83.

26. R.M. Ogorkiewicz, The Engineering Properties of Plastics, Engineering Design Guides 17, D.A. Carolin Editor, 1977, pp. 1-24.

27. T.N. Kalichak, V.I. Pokhmurskii, Ya. L. Poberezhnyi, M.F. Alekseenko, and N.N. Mel'nikova, Physicomechanical Institute, Academy of Sciences of the Ukrainian SSR, L'vov; Moscow, Vol. 8, No. 4, July-Aug., 1972, pp. 12-15.

28. K. Schneider, Corrosion Fatigue of Steam Turbine Blades, Palo Alto, Calif., U.S.A., 21-24 Sept. 1981, pp. 68-73.

CHAPITRE 12

Le grenaillage et ses effets bénéfiques

C. Bathias (UTC) et J.P. Bonnafe (ENSAM)

1. Introduction

Utilisé parfois comme méthode de mise en forme, le grenaillage est principalement un traitement de surface destiné à améliorer la tenue des pièces à la corrosion sous contrainte mais surtout à la fatigue et parfois au fretting corrosion.

La méthode consiste à projeter sur la surface à l'aide d'un jet d'eau ou d'air des particules dures, dont la nature chimique peut être très différente d'une procédé à l'autre: billes de verre, d'acier, particules de silice ou de corindon, par exemple. Le résultat du martelage par la surface par cette grenaille se traduit essentiellement par l'introduction de contraintes résiduelles de compression qui s'opposeront au développement de futur endommagement par fissuration, et par déformation microscopique de la géométrie de la surface, effet qui peut être antagoniste du premier.

L'efficacité du grenaillage dépend de nombreux paramètres: la pression de jet, son débit, l'angle d'incidence, la masse et le rayon de la grenaille, sa rigidité, la pression de contact au moment du choc, etc...

Du point de vue théorique le problème est difficile à résoudre et industriellement le traitement de grenaillage reste empirique bien que l'automatisation de la méthode permette actuellement une reproduction convenable d'une gamme de grenaillage retenue. C'est donc dans cette dernière opération que réside finalement le bien fondé du traitement de surface.

Nous nous sommes attachés dans ce qui suit à faire le point des connaissances sur la compréhension des effets bénéfiques du grenaillage qui est la seule démarche de nature à faire progresser la technique en l'appuyant sur des bases scientifiques.

2. Contraintes résiduelles introduites par grenaillage

Le grenaillage introduit par déformation plastique des contraintes résiduelles de compression. En effet, il se produit une déformation différentielle entre la couche externe subissant les impacts et les couches sous-jacentes qui tendent à résister *(figure 1)*. Après disparition de la cause de ces déformations, le retour variable des différentes couches du matériau conduisent à des contraintes résiduelles de traction à coeur qui équilibrent les contraintes de compression en surface *(figure 2)*.

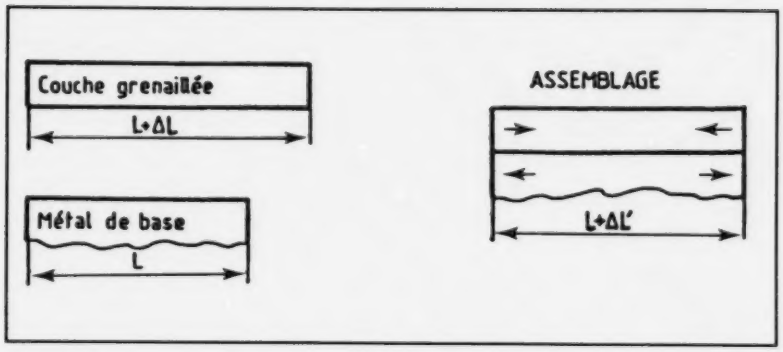


Figure 1:
Création des contraintes résiduelles de compression

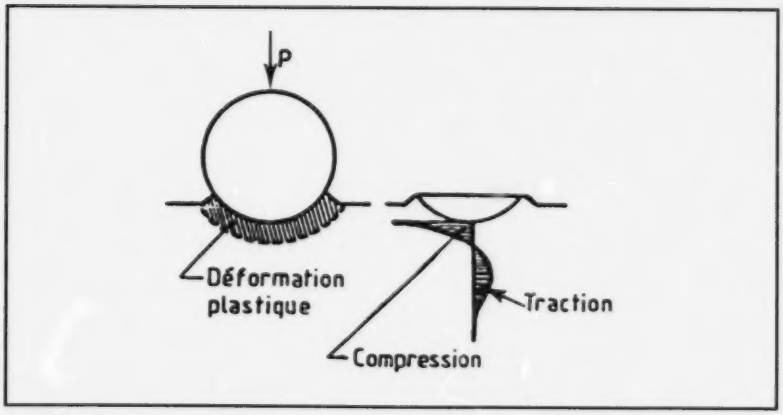


Figure 2:
Effets du grenaillage par billes

La répartition précise des contraintes résiduelles près de la surface dépend de nombreux paramètres parmi lesquels on trouve les duretés respectives du matériau et des billes, la vitesse d'impact des billes, le taux de recouvrement. Pour certains auteurs, les contraintes résiduelles dues au grenaillage sont le résultat de la superposition de deux phénomènes: la pression de Hertz et l'écoulement plastique sous l'effet du martelage *(figure 3)*. La répartition résultante dépend donc des prédominances respectives des deux phénomènes en fonction des autres paramètres en présence. Au niveau microscopique, le grenaillage augmente l'écrouissage du matériau en augmentant la densité des défauts dans les couches superficielles.

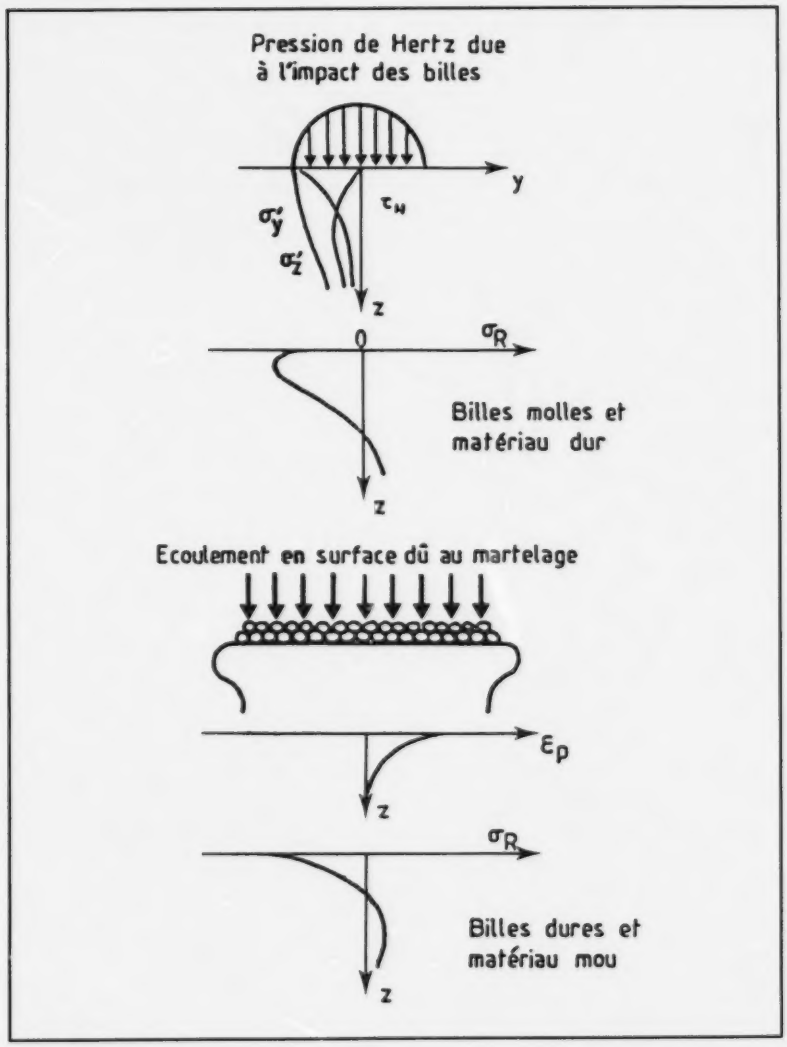


Figure 3:
Effets respectifs de la pression de Hertz et du martelage sur la répartition des contraintes de grenaillage

La forme de la répartition de cet écrouissage en fonction de la profondeur est liée en particulier aux duretés respectives du matériau grenaillé et du matériau des grenailles. Enfin, la mobilité des

dislocations dans le matériau grenaillé (fonction de sa structure atomique et des défauts en présence) permet de distinguer deux types de matériaux: les matériaux "durs" et les matériaux "mous" *(figure 4)*.

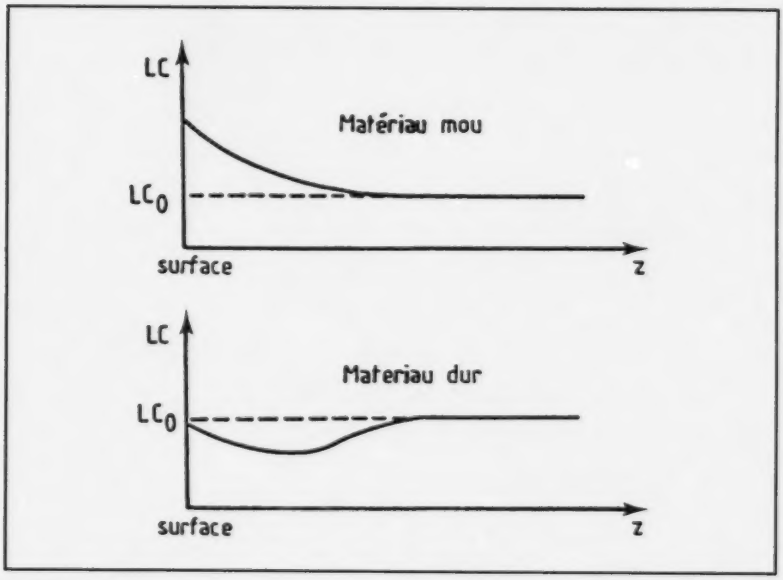


Figure 4:
Évolution de la largeur de corde dans la couche grenaillée

La figure suivante *(figure 5)* montre la comparaison des macrocontraintes et des microdéformations pour deux grenaillages différents effectués sur le même acier. Plusieurs remarques peuvent être faites:

- les contraintes résiduelles dues au grenaillage sont bien des contraintes de compression.
- le maximum de cette contrainte résiduelle se situe généralement en couche sous jacente et non pas seulement en surface.
- la profondeur affectée par le grenaillage est très grande par rapport à la profondeur affectée par le fraisage.
- les répartitions des contraintes résiduelles en profondeur peuvent très bien être différentes alors que les contraintes en surface sont identiques. Ainsi, la seule donnée de la contrainte résiduelle en surface ne suffit pas à caractériser un grenaillage.

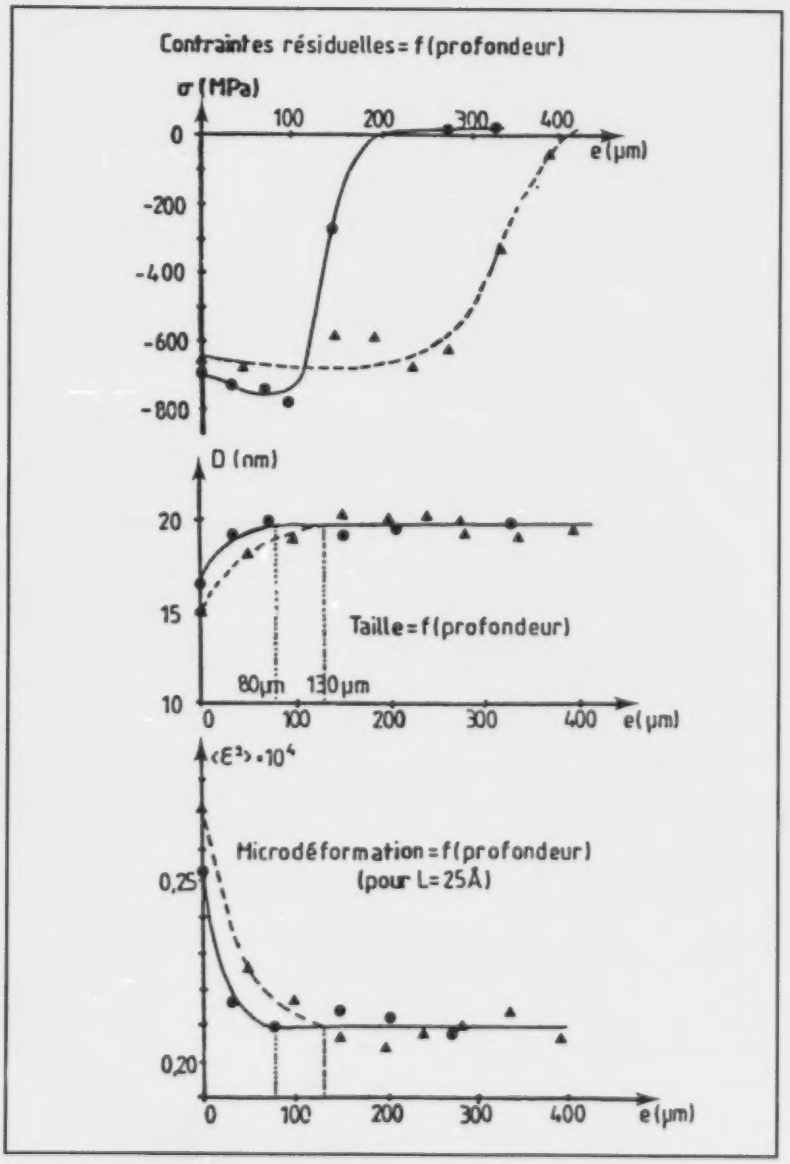


Figure 5:
Répartition en profondeur, pour deux grenaillages différents, des contraintes résiduelles macro et microscopiques pour un acier à ressort 60SC7 (51HRc)

– cette différentiation entre deux types de grenaillage peut se faire aussi bien à l'échelle macroscopique qu'à l'échelle microscopique (microdéformations caractérisées ici par les paramètres D et $<\varepsilon^2>$ de la diffraction X).

3. Influence des contraintes résiduelles sur l'endommagement

À L'échelle macroscopique et à l'intérieur du domaine élastique, on peut appliquer aux contraintes résiduelles les équations fondamentales de l'élasticité et plus particulièrement le théorème de la superposition. Ce dernier permet de dire qu'une pièce soumise à un chargement de service σ_S est en réalité soumise à un chargement réel $\sigma_S + \sigma_R$ où σ_R est le champ des contraintes résiduelles *(figure 6)*. L'effet de ces contraintes résiduelles peut alors être évalué par l'utilisation d'un diagramme d'endurance dans lequel la contrainte moyenne de sollicitation σ_m est remplacée par $\sigma_m + \sigma_R$ *(figure 6)*. Sur ce diagramme, il apparaît que pour $\sigma_R > 0$, il y a diminution de la contrainte alternée admissible et qu'il y a augmentation de cette contrainte pour $\sigma_R > 0$ *(figure 7)*.

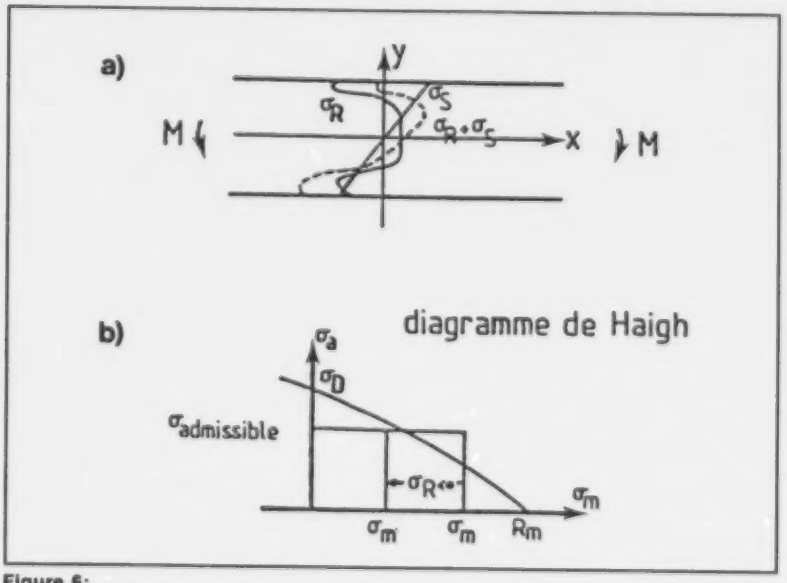


Figure 6:
a) Superposition des contraintes appliquées et résiduelles sur une éprouvette sollicitée en flexion
b) Influence des contraintes résiduelles

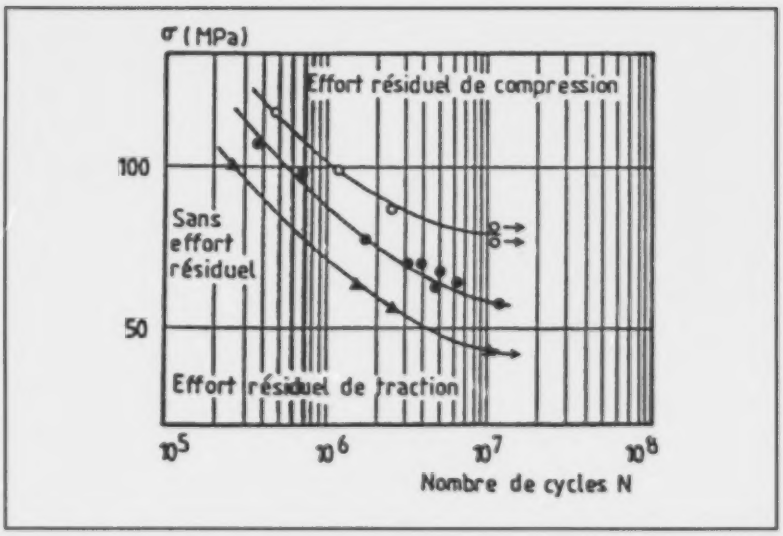


Figure 7:
Influence des contraintes résiduelles sur l'endurance d'éprouvettes entaillées en 61S-T

Il faut cependant garder à l'esprit qu'un tel raisonnement appliqué au cas de la fatigue, doit être conduit avec beaucoup de précautions et ne peut constituer qu'une approximation du phénomène réel. En effet, le trajet de chargement joue également un rôle en fatigue et tout phénomène de fatigue est lié à une déformation plastique, qu'elle soit localisée ou non, à une échelle macroscopique ou microscopique, cette déformation plastique interdisant l'application simple du théorème de superpostion.

Les résultats bénéfiques du grenaillage ont été observés depuis longtemps. La figure suivante *(figure 8)* par exemple, présente les résultats d'une étude sur l'effet des macrocontraintes résiduelles de grenaillage sur la limite d'endurance en flexion répétée d'un acier. L'effet des contraintes résiduelles de compression est sans conteste un effet favorable.

En réalité, la valeur de la contrainte résiduelle n'est pas la seule à jouer un rôle. Diverses études ont également montré que la dureté du matériau *(figure 9)*, la répartition des contraintes en sous couche *(figure 10)* et la géométrie en surface interviennent de manière non négligeable et qu'il peut être délicat de séparer ces différents effets. Enfin, il est clair que dès l'instant où la déformation devient plastique, les interprétations sont beaucoup plus complexes.

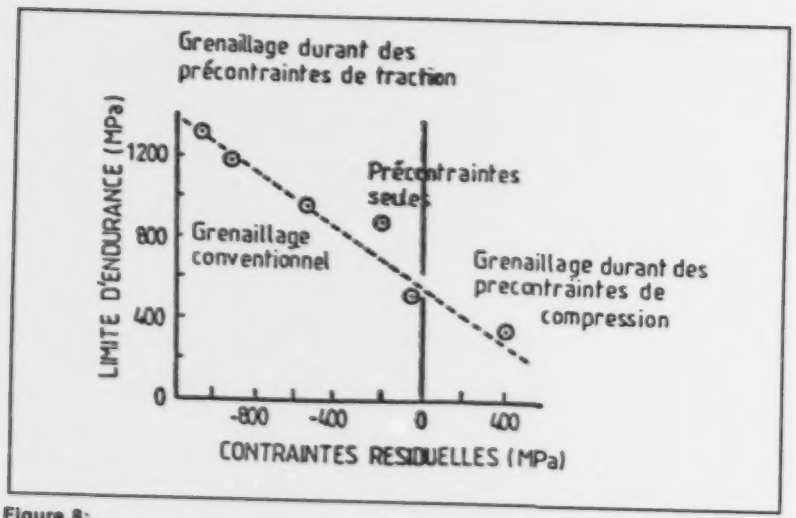


Figure 8:
Influence des contraintes résiduelles sur la limite d'endurance en flexion

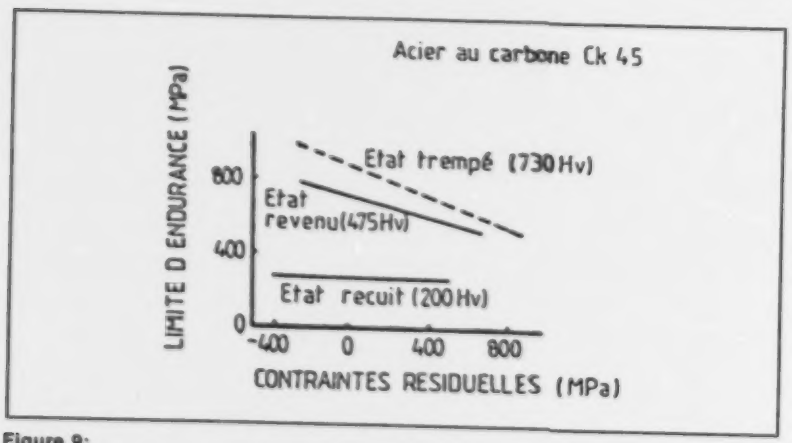


Figure 9:
Influence de la durete sur la limite d'endurance

Peu d'études existent à l'heure actuelle à l'échelle microscopique. En effet, seuls les développements récents de la technique de diffractométrie X ont permis d'avancer dans ce domaine et ce n'est que progressivement que les phénomènes de fatigue furent étudiés également à l'échelle microscopique, par l'étude des largeurs de

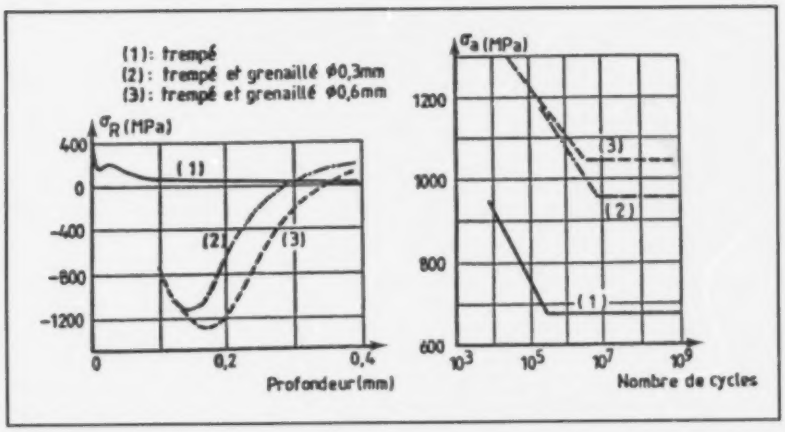


Figure 10:
Influence de la répartition en sous-couche (acier)

corde dans un premier temps puis par la taille des domaines cohérents et la distorsion quadratique moyenne par la suite. Cela est également dû au fait qu'il existe une dépendance entre les contraintes résiduelles microscopiques et la dureté du matériau et que cette dernière a longtemps servi de critère d'endommagement.

Une étude effectuée sur différents aciers grenaillés *(figure 11)* a mis en évidence les influences respectives des contraintes résiduelles macroscopiques et des effets microscopiques sur la limite d'endurance en flexion alternée, en fonction de la dureté du matériau.

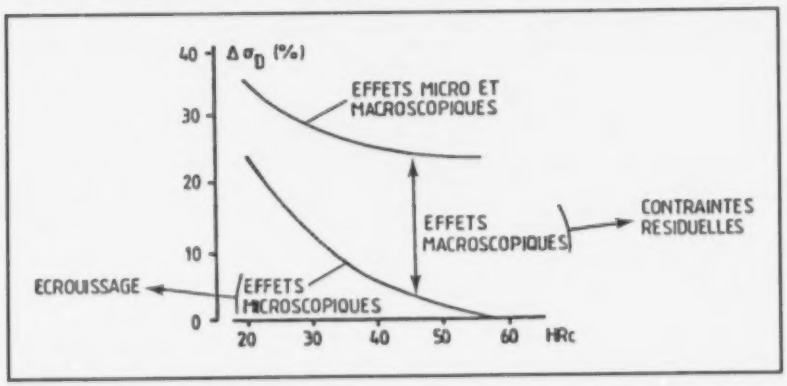


Figure 11:
Influence respectives des contraintes résiduelles macro et microscopiques sur la limite d'endurance en fonction de la dureté

On constate que l'effet microscopique devient négligeable aux fortes duretés (> 50 HRc) et que l'écrouissage superficiel ne joue plus aucun rôle. Par contre, pour les faibles duretés, l'écrouissage introduit augmente la limite d'endurance d'une façon très significative.

Une autre étude concernant les aciers montre une relation linéaire entre les microdéformations caractérisées par les largeurs de cordre à mi hauteur des pics de diffraction et la limite d'endurance *(figure 12)*. Bien que qualitative, cette étude met en évidence l'influence des effets microscopiques des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue des matériaux.

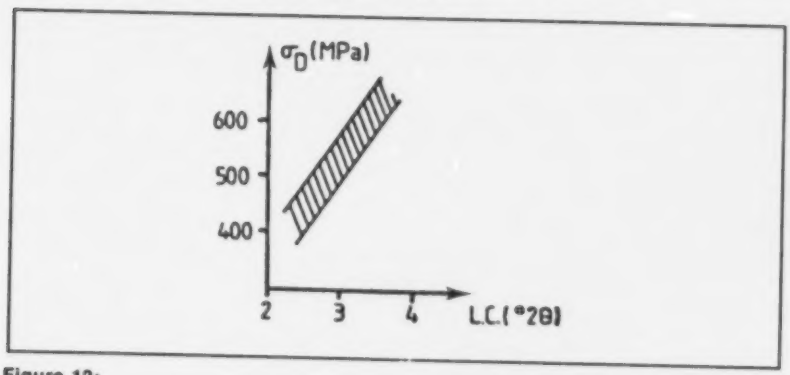


Figure 12:
Effet de la largeur de pic initiale sur la limite d'endurance

4. Évolutions des contraintes résiduelles en fonction de l'endommagement.

On a vu que les contraintes résiduelles de compression introduites par le grenaillage pouvaient avoir une influence favorable sur la tenue des pièces en fatigue. De plus, l'un des objectifs recherchés par l'introduction de ces contraintes est de conserver cette influence favorable le plus longtemps possible au cours de la fatigue. La stabilité des contraintes résiduelles macroscopiques en surface et en profondeur est donc un critère intéressant. Cette stabilité dépend de nombreux facteurs parmi lesquels ont peut citer la dureté du matériau, la contrainte appliquée, la valeur de cette contrainte, le mode de sollicitation *(rapport R)*.

Une première étude, illustrée par la *figure 13*, met en évidence l'influence de la dureté des matériaux grenaillés dans le cas d'un acier. On constate ainsi que pour une dureté de 600 Hv, il y a d'une

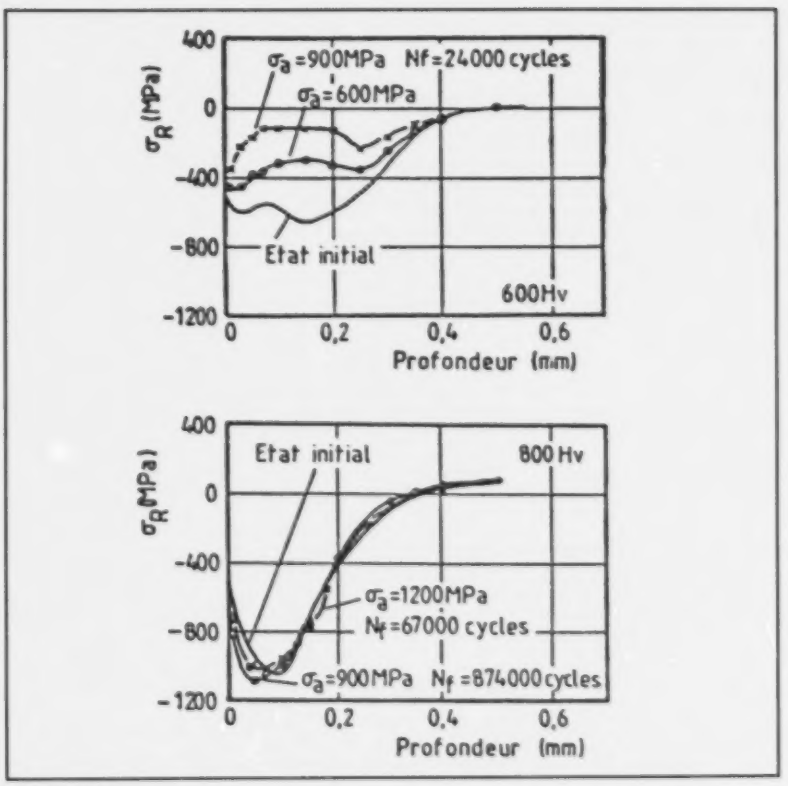


Figure 13:
Influence de la dureté sur la relaxation des contraintes résiduelles de grenaillage dans le cas d'un acier Ck45 sollicite en flexion alternée

part une faible relaxation des contraintes résiduelles en surface et d'autre part une relaxation des contraintes résiduelles sous la surface du matériau, relaxation d'autant plus importante que la contrainte appliquée est élevée. Par contre, pour une durée de 800 Hv, on ne constate aucune relaxation, ni en surface ni en profondeur.

La rapidité de la relaxation est aussi montrée dans l'étude de la figure suivante relative à un alliage d'aluminium grenaillé *(figure 14)*. Trois paramètres influent sur cette relaxation: la contrainte appliquée, le sens d'application du premier cycle et l'état métallurgique du matériau. On observe que plus la contrainte appliquée est élevée, plus la relaxation est importante et plus cette relaxation devient dépendante du sens du premier cycle. Un autre point remarquable est que lorsqu'elle existe, cette relaxation a lieu dans les tout premiers cycles de l'essai de fatigue.

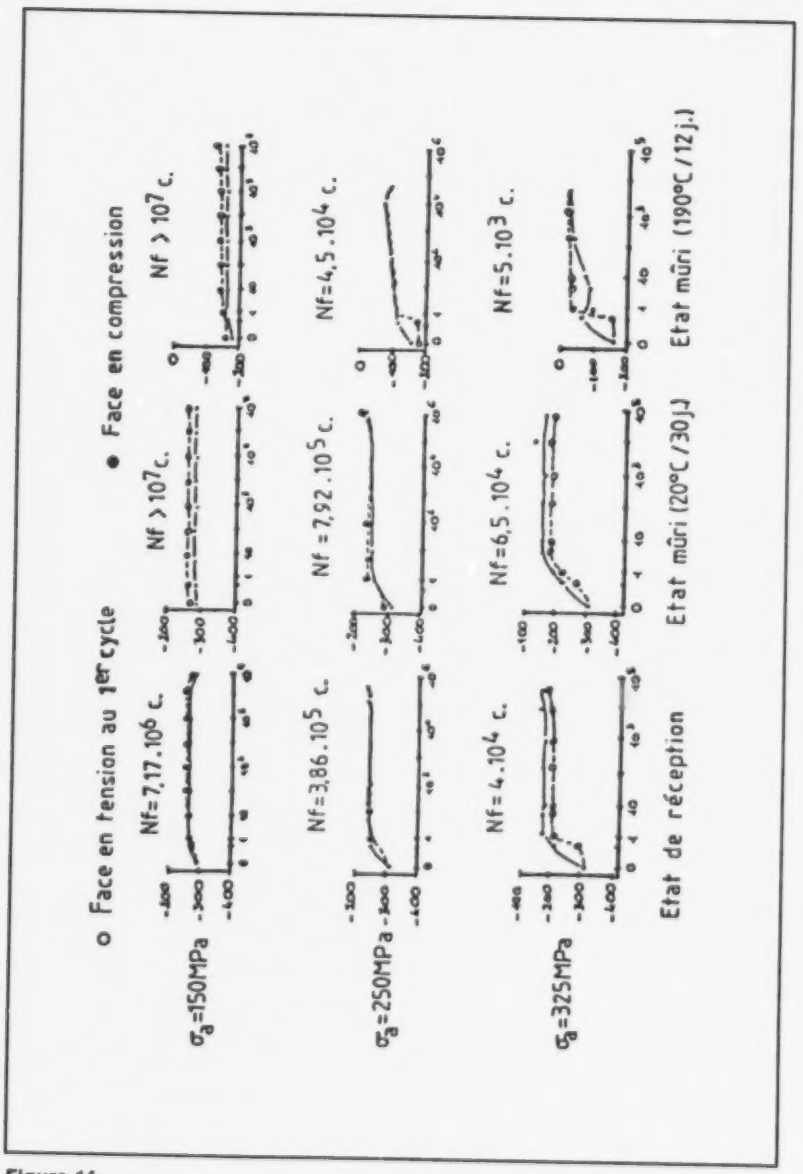


Figure 14:
Relaxation des contraintes résiduelles de grenaillage en surface en fonction du nombre de cycles, de la charge appliquée et de l'état métallurgique. ($AlCu_5Mg_2$)

Par contre, l'étude illustrée par la *figure 15* montre que pour des contraintes appliquées faibles vis à vis de la contrainte résiduelle (comportement en endurance) et pour un rapport R = 0, la relaxation des contraintes résiduelles de grenaillage d'un acier devient négligeable.

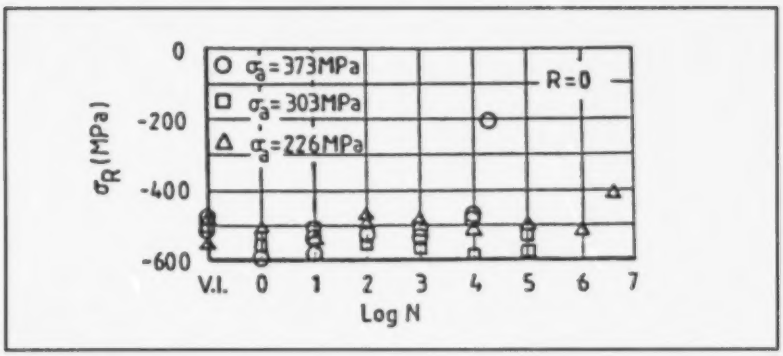


Figure 15:
Stabilité des contraintes de grenaillage en endurance pour un rapport R =0 (acier AISI 4140)

Enfin, une dernière étude *(figure 16)* indique que dans le cas d'un alliage d'aluminium sollicité en mode R = 0, les contraintes résiduelles nulles ou très faibles en traction à l'état initial passent en compression durant les essais de fatigue.

Dans toutes les phases de l'endommagement par fatigue, on observe que le dommage est lié essentiellement à la déformation plastique cyclique du matériau. Or le comportement cyclique du matériau est lié à son coefficient d'écrouissage cyclique, coefficient noté n' et que l'on définit par analogie avec le coefficient d'écrouissage monotone à partir des courbes d'écrouissage cyclique approchées par la relation $\sigma_A = K' \cdot (\varepsilon_p)^{n'}$.

Une sollicitation cyclique modifie les caractéristiques mécaniques d'un alliage. Pour un métal ayant initialement un coefficient n faible, les processus de cyclage peuvent amener le coefficient n' à une valeur supérieure et diminuer la limite d'élasticité cyclique Re: le métal a donc tendance à s'adoucir. Par contre, pour un métal ayant une valeur de n élevée, le coefficient n' diminue et Re augmente: le métal a alors tendance à durcir. Certains auteurs ont proposé un critère fondé sur le coefficient d'écrouissage permettant de prévoir le durcissement ou l'adoucissement de l'alliage. Le résultat en est qu'en général, pour un coefficient $n < 0{,}1$, les alliages s'adoucissent et pour un coefficient $n > 0{,}1$, les alliages durcissent.

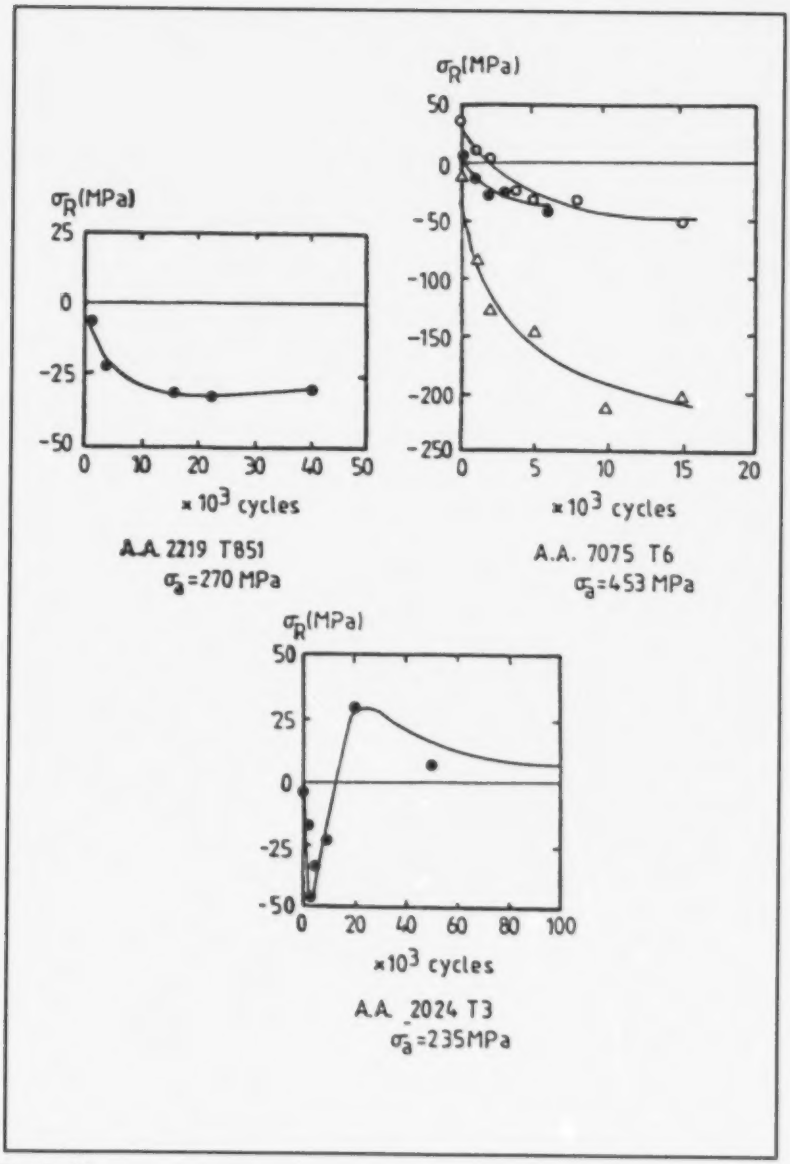


Figure 16:
Évolutions des contraintes résiduelles pour R=0 et dans le cas d'une contrainte initiale nulle.

Le problème soulevé par l'étude de ce coefficient d'écrouissage est qu'il rend compte du comportement global du matériau alors que les mesures d'écrouissage enregistrées par diffractométrie X (caractérisées par exemple par les variations des largeurs de corde) rendent compte d'un phénomène local et superficiel. Ainsi, pour une éprouvette grenaillée, le comportement global est totalement différent du comportement de la couche grenaillée. En effet, il a été observé, sur des matériaux préalablement déformés, un adoucissement dès que le taux de prédéformation est supérieur à l'amplitude de la déformation cyclique imposée. Or, la déformation superficielle a été estimée à partir des valeurs de largeurs de corde dans le cas du grenaillage d'un acier. Dans tous les cas, cette déformation reste supérieure à 3-4%. Ainsi, un matériau connu pour durcir en fatigue peut donc être amené à s'adoucir s'il a subi un traitement approprié. Dans la suite de cette étude, seul l'écrouissage mesuré par diffraction X est pris en compte.

À l'échelle microscopique également, peu de résultats existent. Cependant, on peut parvenir à tirer une règle générale de comportement faisant intervenir la notion de comportement structural du matériau. Cette règle pourrait s'énoncer comme ceci: "un matériau mou a tendance à durcir en fatigue, un matériau dur a tendance à s'adoucir".

Ce sont les résultats d'un étude allant dans ce sens qui sont présentés sur la *figure 17*. Dans cette étude, ce sont les largeurs de

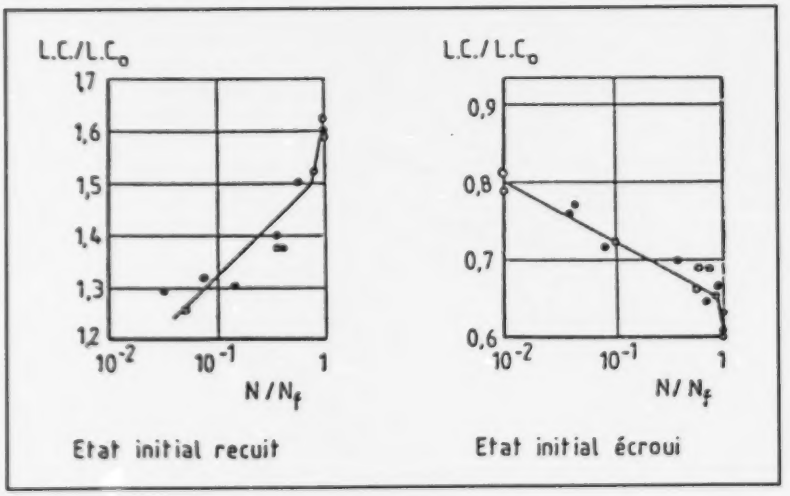


Figure 17:
Évolutions des largeurs de corde suivant l'état initial du matériau.

corde des pics de diffraction qui caractérisent l'endommagement microscopique. On constate qu'il y a bien augmentation des microdéformations pour le matériau recuit et diminution de ces microdéformations pour le matériau écroui, et ceci indépendamment de la contrainte appliquée, même si elle est supérieure à la limite d'endurance.

Enfin dans le tableau suivant *(figure 18)*, des chercheurs japonais ont mis en évidence les variations en fonction de la dureté des répartitions de microdéformations dans les couches superficielles d'un acier après fatigue de roulement sans glissement de deux cyclindres. On y observe un palier de dureté délimitant deux comportements différents: un comportement durcissant pour les faibles duretés et un comportement adoucissant pour les duretés élevées.

	Dureté Shore	Résultats	Discussion	
			Causes des évolutions	
			Fatigue	Fatigue + Ecoulement plastique
I	80~			—
II	60~70			
III	~50			

Figure 18:
Influence de la dureté sur l'évolution des microdéformations.

5. Comportement des alliages d'aluminium grenaillés

Les alliages d'aluminium utilisés en construction aéronautique, qu'il s'agisse de la série 2000 ou de la série 7000, sont souvent grenaillés en vue d'améliorer la résistance à la fatigue.

Au vu des résultats existants, on peut constater que les résultats généraux concernant les aciers et notamment les aciers doux, peuvent être extrapolés aux alliages d'aluminium moyennant certaines précautions. Il est par exemple totalement exclu de généraliser quantitativement des données d'un matériau sur l'autre.

Par exemple, une étude générale consacrée aux effets du grenaillage sur le tenue en fatigue d'un alliage d'aluminium 7075 a

permis d'étalir le tableau suivant *(figure 19)*. Les résultats semblent aller dans le même sens que des études similaires effectuées dans les aciers. Cette même étude tendrait à montrer que pour une sollicitation en flexion alternée (R = -1), l'augmentation de la durée de vie est, entre autre, le résultat de l'augmentation de l'épaisseur de la couche en compression et de la position du maximum de la compression par rapport à la surface.

Une augmentation de / produit l'effet suivant sur	σ en surface	σ maximale	profondeur de σ max	épaisseur en compression	rugosité	durée de vie
la taille des grenailles	↗	-	↗	↗	↗	↗
la dureté des grenailles	-	↗	↘	↘	↗	↗
l'intensite de grenaillage	↘	↗	-	-	↗	↗ ↘
du film d'huile	-	↘	↗	↗	↘	↗

Figure 19:
Influence des paramètres de grenaillage sur la rugosite, les contraintes résiduelles et la durée de vie en fatigue.

Une autre étude, portant également sur des pièces sollicitées en flexion alternée mais soumises à une fatigue à programme (fatigue par blocs), montre que les contraintes résiduelles macroscopiques introduites par grenaillage dans les alliages d'aluminium sont peu stables par rapport à celles que l'on a pu mesurer dans les aciers *(figure 20)*. L'auteur conclut que l'augmentation des durées de vie des alliages d'aluminium ne peut être simplement expliquée par la seule présence des contraintes résiduelles de compression.

Enfin, on a pu vérifier expérimentalement que les variations qualitatives de largeurs de corde sont similaires à celles rencontrées dans les aciers.

6. Comparaison entre le grenaillage de l'alliage 2024 et celui du 7075

Deux alliages d'aluminium étudiés en détail, les 2024 T 351 et 7075 T 7351, se différencient dans un premier temps par leur composition (alliage aluminium-cuivre pour le premier et aluminium-zinc pour le second) et donc par la nature des précipités en présence, puis dans un deuxième temps par leurs caractéristiques mécaniques, on obtient une même limite de rupture (500 MPa) mais des limites d'élasticité conventionnelles à 0,2% différentes: (350 MPa pour le 2024 et 410 MPa pour le 7075).

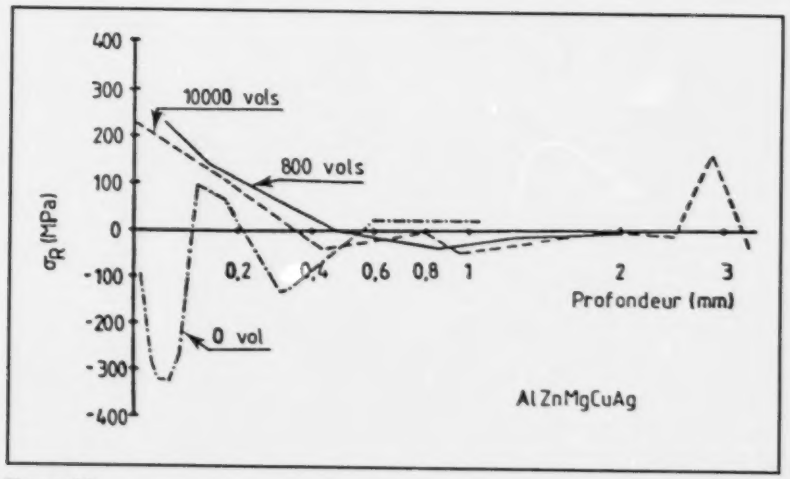


Figure 20:
Instabilité des contraintes résiduelles de grenaillage dans un alliage d'aluminium au cours d'un essai de fatigue

Tirés d'une plaque laminée, les échantillons présentent des grains allongés dans deux directions et de grande dimension (400 µm en moyenne). Cette taille de grains a une importance dans les mesures de contraintes par diffraction X. Cet état se retrouve soit en surface pour le matériau à l'état initial, soit sous la couche grenaillée (là où l'on retrouve le matériau de base).

L'influence de l'état géométrique de la surface, en particulier dans le cas du grenaillage, n'a pas été entièrement élucidée. Néanmoins, il apparaît comme très probable qu'au même titre que la valeur du maximum de la contrainte résiduelle de compression en sous-couche et la position de ce maximum par rapport à la surface, l'état de surface donné par le grenaillage billes de verre vis-à-vis du grenaillage billes d'acier permette d'expliquer une partie de la plus grande longévité du 2024 grenaillé. On peut par exemple penser qu'une amélioration de l'état de surface du 7075 grenaillé avec des billes d'acier (par polissage ou par un deuxième grenaillage billes de verre), qui ne modifierait ni la répartition ni la valeur des contraintes résiduelles, se traduisait par une augmentation de la durée de vie des échantillons *figures 21 à 23*.

Cette étude a confirmé que le grenaillage apporte un gain dans la durée de vie des pièces sollicitées en fatigue (environ 20% de mieux pour le 7075 et 30% pour le 2024 en fatigue oligocyclique par rapport à des échantillons fraisés). Mais on a également vu que

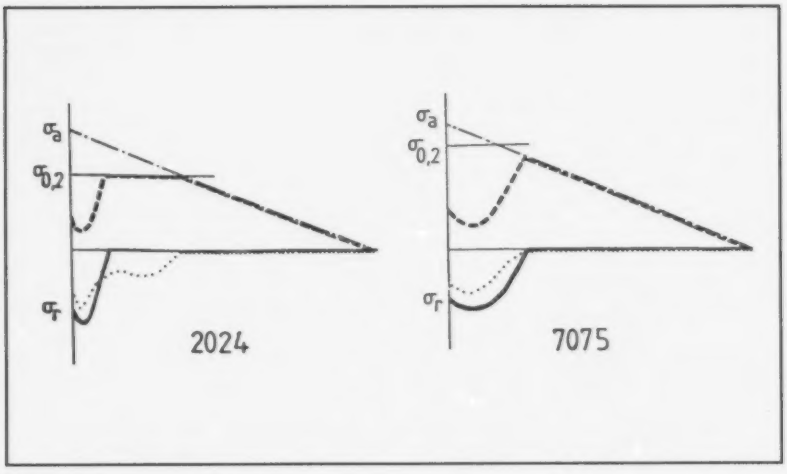


Figure 21:
—·—· contrainte appliquée
——— limite d'élasticité
——— contrainte résiduelle de grenaillage
- - - - contrainte réelle appliquée
..... contrainte résiduelle après fatigue

ce gain dépendait aussi des conditions de grenaillage et qu'il pouvait exister un grenaillage optimum. Cette notion d'efficacité a pu être mise en évidence par la détermination des phases d'endommagement dans un grenaillage efficace, toutes les phases d'endommagement sont nettement décalées vers de plus grands nombres de cycles et davantage pour le 2024 que pour le 7075.

Ce gain et cette efficacité de grenaillage peuvent s'expliquer par plusieurs remarques portant sur les contraintes résiduelles. Dans le cas du 2024 grenaillé avec des billes de verre, la contrainte superficielle est plus élevée, ainsi que la valeur du maximum de la contrainte en sous-couche et ce maximum est situé plus près de la surface.

La mesure des duretés superficielles des deux matériaux dans les différentes préparations de surface a permis de remarquer que d'une part, le grenaillage provoquait bien un durcissement par rapport aux états fraisés et polis plus proches de l'état de base (+ 20% en dureté Hv) et que d'autres part, pour un même état, on ne constatait pas de différence marquée entre les deux matériaux.

L'étude de la variation de la microdureté en profondeur dans les couches grenaillées a permis de déterminer l'épaisseur de cette couche écrouie par le grenaillage. On trouve une valeur de 150μm pour le 2024 et de 400μm pour le 7075, la différence montrant une

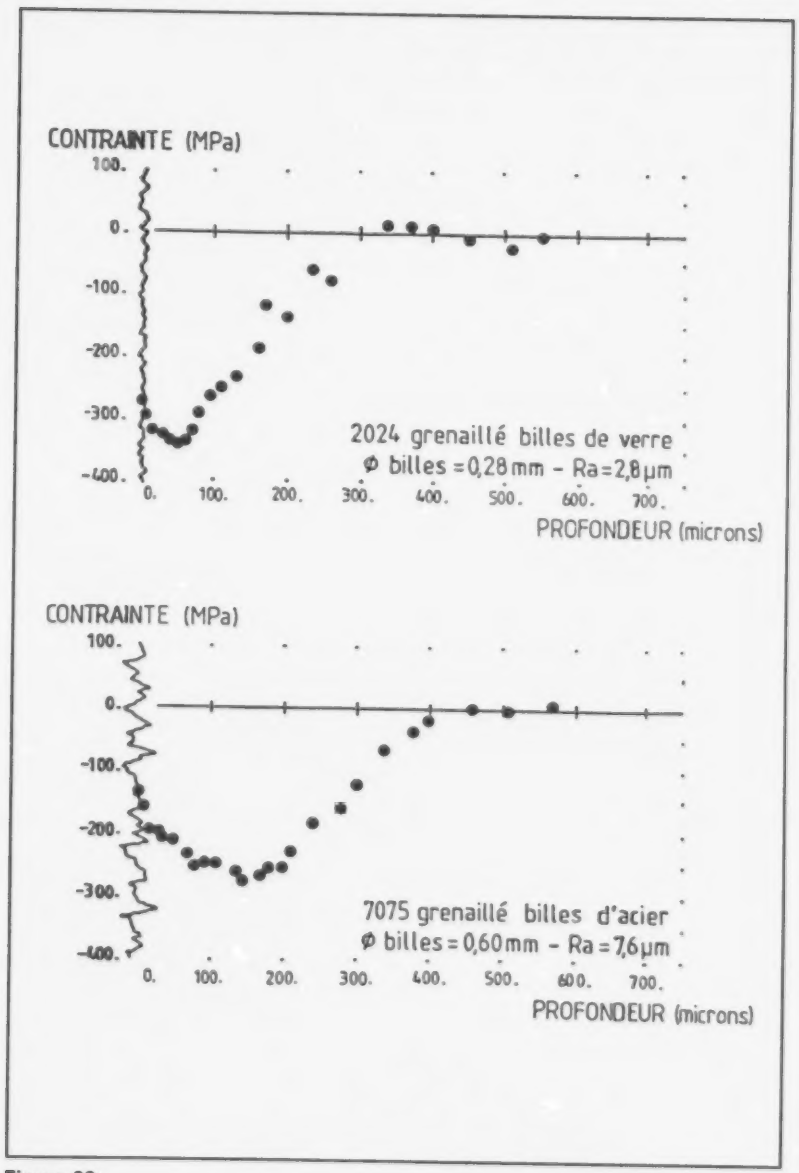


Figure 22:
Contraintes de grenaillage et rugosité

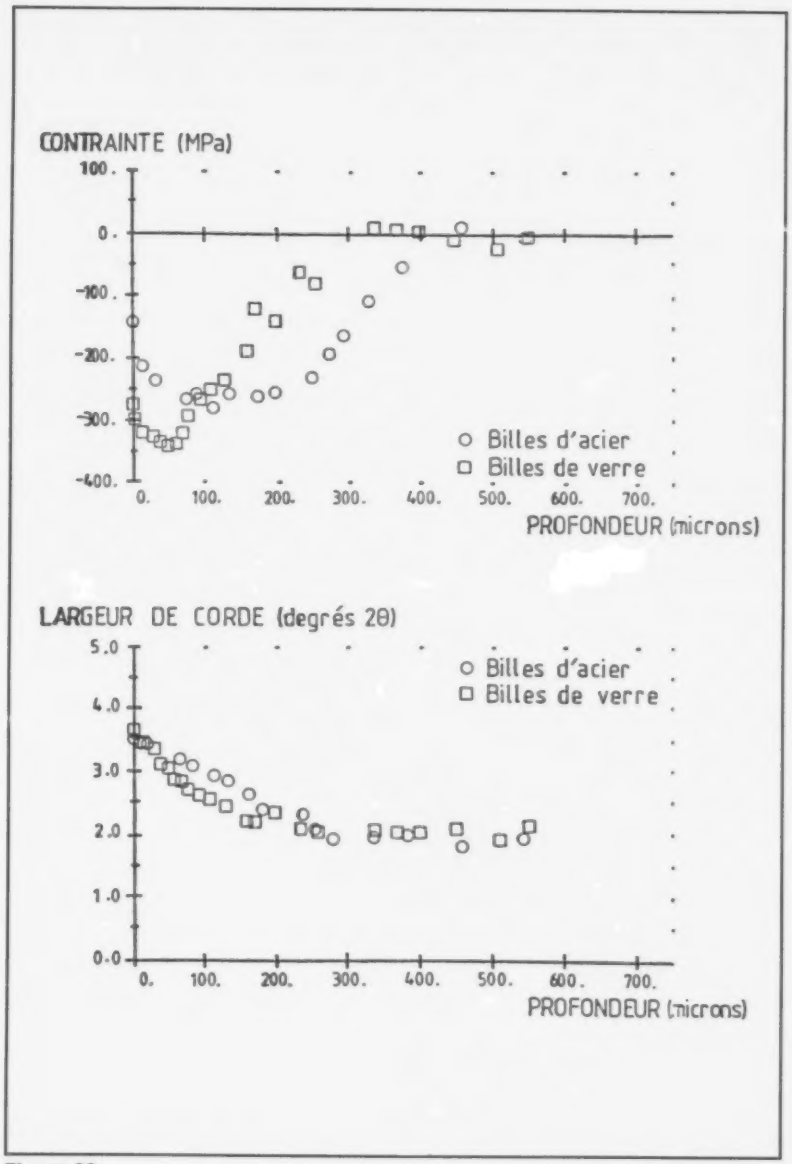


Figure 23:
Comparaison de grenaillages sur le 2024

fois de plus l'effet plus profond du grenaillage à billes d'acier. Ces résultats sont confirmés par les mesures des variations en profondeur de l'écrouissage caractérisé par les largeurs de corde. On constate que l'on retrouve le même type de variation et la même taille de couches écrouies. En fait, il semble acquis que dureté et largeur de corde sont bien deux paramètres différents randant compte d'un même phénomène d'écrouissage. En effet, le tracé des variations de la largeur de corde en fonction de la dureté fait apparaître une droite montrant la relation directe de proportionnalité entre ces deux grandeurs.

7. Influence et évolutions des contraintes en surface dans les alliages d'aluminium

En ce qui concerne l'influence des contraintes résiduelles macroscopiques, les résultats déjà présentés confirment l'effet bénéfique des contraintes de compression s'opposant aux contraintes appliquées en traction et retardant ainsi l'apparition des fissures. Au niveau des évolutions de contraintes macroscopiques, le grenaillage reste favorable dans la mesure où les contraintes de compression diminuent en début de cyclage puis restent stable et en compression pendant une grande partie de l'essai de fatigue, jusqu'à l'apparition des macrofissures *figure 24*.

Les résultats ont permis de déterminer trois étapes dans l'évolution des contraintes en surface:

- une relaxation très rapide des contraintes pendant la saturation de l'hystérésis mécanique.
- une stabilisation durant de manière certaine jusqu'à l'apparition des premières macrofissures.
- un maintien des contraintes résiduelles sauf au voisinage immédiat des macrofissures. La relaxation des contraintes dans les premiers cycles, qui correspond au réarrangement des dislocations dans le matériau sous l'effet des déformations imposées, fait, dans le cas de matériaux grenaillés, chuter la contrainte résiduelle dans un rapport moitié. Il faut cependant souligner que les contraintes de compression restantes,et surtout leur niveau, continuent à jouer un rôle important.

En effet, dans le cas des éprouvettes polies, les contraintes résiduelles, qui sont voisines de zéro à l'état initial, passent en compression et se stabilisent en compression durant l'essai de fatigue. Cependant, le niveau atteint n'entraîne aucune augmentation de la durée de vie.

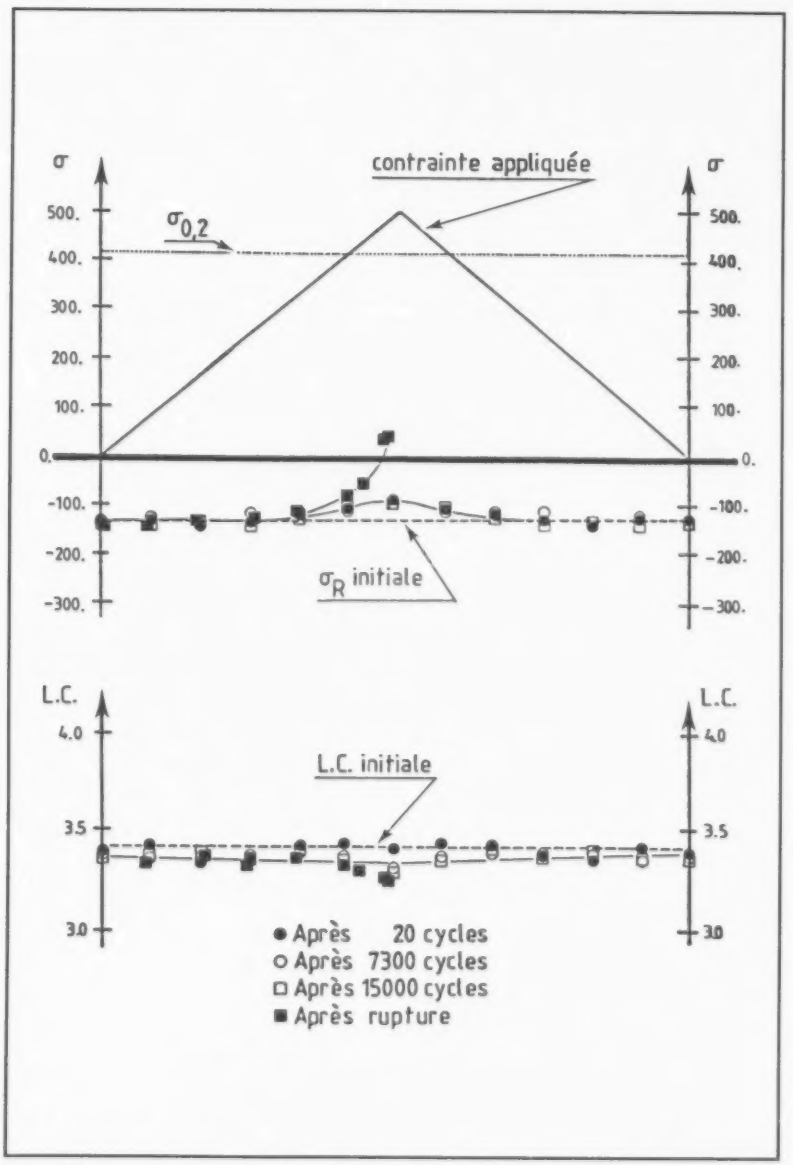


Figure 24:
Variations des contraintes résiduelles longitudinales en fatigue — 7075 grenaille

Dans le cas des échantillons fraisés les contraintes résiduelles de traction disparaissent très rapidement, le passage en compression sous sollicitation entrainant une contrainte résiduelle nulle durant l'essai de fatigue.

En ce qui concerne les évolutions des largeurs de corde caractérisant l'écrouissage du matériau, on a pu constater qu'elles étaient compatibles avec les résultats précédemment publiés. Ces résultats, bien que qualitatifs, montrent que le matériau s'adoucit quand son état initial présente une forte densité de dislocations (cas du grenaillage) et qu'inversement, il se durcit quand son état initial présente une faible densité de dislocations.

Pour la fatigue à grand nombre de cycles, les résultats restent similaires. À l'échelle macroscopique, la forme de l'évolution de la contrainte reste la même, seul change le niveau de la contrainte après relaxation (diminution de 40% de la valeur de la contrainte résiduelle contre 50% en fatigue oligocyclique). À l'échelle microscopique, l'évolution reste présente mais très nettement moins marqué.

8. Évolutions des contraintes en profondeur: cas du grenaillage dans les alliages d'aluminium

Les étapes mises en évidence en surface se retrouvent en profondeur dans le cas des éprouvettes grenaillées sollicitées en fatigue oligocyclique. On retrouve sur toute l'épaisseur de la couche grenaillée, la relaxation rapide puis la stabilisation, les courbes ne se rejoignant que pour une valeur de contrainte nulle. Il faut cependant noter que ce retour vers zéro se fait de manière différente pour le 2024 et le 7075 (présence d'un palier en sous-couche pour le 2024). Ceci peut partiellement s'expliquer par la différence de limite d'élasticité et par la différence de valeur de $\sigma_a - \sigma_{0,2}$, comme on peut le voir sur la *figure 21.*

Si l'on applique le théorème de superposition sans quantifier les valeurs, on constate que dans le cas du 2024, la contrainte réelle appliquée atteint la limite élastique et donc le seuil de plastification, ce qui n'est pas le cas pour le 7075. Il est donc logique de constater un comportement différent dans le retour à un état sans contrainte appliquée.

Quand on analyse les largeurs de corde, il apparaît en première approximation peu de différences entre chaque courbe pour un même matériau. Cependant, la précision des mesures sur chaque point autorise à dire que les différences entre chaque courbe sont significatives.

Ainsi, en fatigue oligocyclique, on constate un adoucissement de la couche grenaillée en surface et en profondeur pour le 2024, et un adoucissement en surface de la couche grenaillée et un durcissement sous la couche grenaillée pour le 7075, là où la contrainte appliquée devient plus faible. Cette différence de comportement est encore plus marquée en endurance où la contrainte appliquée est beaucoup plus faible pour le 7075 (σ_A = 340 MPa) que pour le 2024 (σ_A = 440 MPa). Dans ce cas, on observe un net durcissement de la couche grenaillée du 7075 et un net adoucissement de la couche grenaillée du 2024. Tout ce passe comme si l'écrouissage mesuré par les largeurs de corde était différent que celui pris en compte par le coefficient d'écrouissage. En effet, si l'on observe les courbes d'écrouissage cyclique, les deux matériaux montrent une tendance au durcissement sauf pour le 7075 au voisinage de la limite d'élasticité.

Enfin, en ce qui concerne l'évolution des macrocontraintes en profondeur au cours d'essais en endurance, on constate que ce qui était vrai en oligocyclique, à savoir relaxation puis stabilisation, n'est plus totalement vrai en endurance. Dans ce cas en effet, le phénomène se retrouve en surface mais en profondeur, la relaxation est plus progressive et dure pendant tout l'essai de fatigue. Cela se traduit par des courbes différentes pour les différentes zones. À ce niveau, il semblerait que la différence de contrainte appliquée n'ait pas une très grande influence.

9. Conclusions

En conclusion, il apparaît que l'efficacité du grenaillage dépend de trois modifications de la surface: une modification géométrique liée à la rugosité, un changement de structure métallurgique associée à l'écrouissage et un champ de contraintes résiduelles de compression. Nous insisterons surtout sur le dernier aspect.

Une étude systématique de deux alliages d'aluminium a montré les points suivants qui sont à souligner:

- l'efficacité du grenaillage vis à vis de la résistance à la fatigue est d'autant plus importante que les contraintes résiduelles de compression en surface sont élevées.
- il existe une distance optimale à laquelle le pic de contraintes résiduelles doit être établie: 150 μm environ pour les alliages d'aluminium.

- la profondeur de la couche écrouie par le grenaillage n'est pas le paramètre majeur.
- la relaxation des contraintes résiduelles par la fatigue se stabilise dès les premiers cycles et elle est en rapport étroit avec l'écrouissage cyclique des couches sous jacentes à la surface.
- enfin la nature des billes est un paramètre primordial.

Références utiles:

HOUSSNY-EMAN M., 1981, "Étude de l'émission acoustique associée à la déformation plastique des métaux sous sollicitations cycliques sous l'action de l'environnement. Applications sur les alliages d'aluminium 2618 AT651 et 2024 T351", Université de Technologie de Compiègne, Thèse de Docteur Ingénieur, 26 mars.

MAEDER G., LEBRUN J.L. SPRAUEL J.M., 1981, "Present possibilities for the X-ray diffraction method of stress measurement", NDT International, p. 235-247.

SYREN B., 1975, "Der Einfluß spanender Bearbeifung auf das Biegerwechselverformungsverhalten von Ck45 in vershiedenen Wärmebehandlungszusständen", Université de Karlsrühe, Thèse de Docteur Ingénieur, 18 décembre.

HOFFMANN J., STARKER P., MACHERAUCH E., 1982, "Eigenspannungstiefenverteilungen bei gefrästen aus $AlCuMg_2$", Härterei Technische Mitteilungen, Beihelf, p. 87, eigenspannungen und Lastspannungen, Herausgegeben von V.HAUK und E. MACHERAUCH.

MAEDER G., LEBRUN J.L., DIAMENT A., 1981, "Caractérisation par diffraction X d'une couche grenaillée", First International Conference on Shot Peening, Paris, September, P. 263-269, Pergamon Press Editor.

MATTSON R.L., ROBERTS J.G., 1956, "The effect of residual stresses induced by stain-peening upon fatigue strength", Proceedings of the Symposium On Internal Stresses and Fatigue of Metals, Detroit, p. 337-360, G.M. RASSWEILER and W.L. GRUBE Editors.

SYREN B., WOLHFAHRT H., MACHERAUCH E., 1976, "The influence of residual stresses and surface topography on bending fatigue strength of machined Ck45 in different heat conditions", Proceedings of the 2nd International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, Boston, p. 212-235.

STARKER P., WOLHFAHRT H., MACHERAUCH E., 1979, "Subsurface crack initiation during fatigue as a result of residual stresses", Fatigue of Engineering Materials and Structures, Volume 1, p. 319-327.

EVANS W.P., RICKLEFS R.E., MILLAN J.L., 1965, "X-ray and fatigue studies of hardened and cold-worked steels", Proceedings of the Symposium on Local Atomic Arrangment studies by X-ray diffraction, Chicago, February, P. 351-377, J.B. COHEN and J.E. HILLIARD Editors.

GOTO T., 1976, "Application of X-ray stress measurement to pre-service inspection and in-service Inspection", 2nd International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, Boston, p. 1614-1618.

STARKER P., WOHLFAHRT H., MACHERAUCH E., 1981, "Biegenwechselfestigkeit und Grösseneffekt bei unterschieldlich wärmebehandelten strahlproben aus Ck45 nach Kugelstrahlen", First International Conference on Shot Peening, Paris, September, P. 613-623, Pergamon Press Editor.

SCHUTZ W., 1981, "Fatigue life improvement of high strength materials by shot peening", First International Conference on Shot Peening, Paris, September, P. 423-433, Pergamon Press Editor.

HIRSH T., VOHRINGER O., MECHERAUCH E., 1984, "Bending fatigue behaviour of differently heat treated and shot peened AlCu5Mg2", Second International Conference on Shot Peening, May, p. 90-101, H.O. FUCHS Editor.

BERGSTROM J., ERICSSON T., 1984, "Relaxation of shot peening induced compressive stress during fatigue in notch steel samples", Second International Conference on Shot Peening, Chicago, May, p. 241-246, H.O. FUCHS Editor.

JAMES M.R., MORRIS W.R., 1983, "Fatigue induced changes in surface residual stress", Scripta Metallurgica, Volume 17 p. 1101-1104.

TAIRA S., 1974, "X-ray examination during fatigue", Metal Science, n° 8, p. 234-236.

TAKECHI H., NAMBA K., KUJIWARA K., KAWASAKI K., 1981, "Evaluation of sub-surface fatigue damage in strip mill rolls by X-ray diffraction method", transactions ISIJ, n°21, p. 92-99.

BATHIAS C., BAILON J.P., 1979, "La fatigue des matériaux et des structures", Collection Université de Compiègne, Presses de l'Université de Montréal, Maloines SA Éditeur.

CHAPITRE 13

Analyse du problème en vitesse en transformation finie élastoplastique et algorithme de résolution numérique

C. Stolz

Laboratoire de mécanique de solides École Polytechnique
91128 PALAISEAU Cedex - FRANCE

RÉSUMÉ

On présente la théorie générale des milieux élastoplastiques à trièdre directeur en transformation finie; on analyse ensuite le problème en vitesse, la formulation obtenue est symétrique dans le cas d'un potentiel plastique simple. On propose alors un algorithme de calcul adapté à la méthode des éléments finis.

1. Introduction

On considère un solide Ω dont on étudie l'évolution au cours du temps. À l'instant initial, les positions des particules de ce volume sont les points de coordonnées X^α de l'espace physique $\mathbf{R}^3$ et constituent la configuration initiale C_0. A l'instant t, le point M initialement en X se trouve à la position actuelle x, l'ensemble de ces points formant la configuration actuelle C_t.

Le milieu étant un milieu continu, la position actuelle x ne dépend que de la position initiale X et du temps écoulé t :

$$x = x\,(X,t)$$

Le gradient $F = \partial x/\partial X$ représente le gradient de la transformation entre C_0 et C_t.

Sous l'influence de sollicitations extérieures le corps Ω se déforme. On se propose de déterminer l'évolution de Ω sachant que le comportement du matériau le constituant est élastoplastique. Dans une première partie de rappel on écrira les équations d'équilibre en vitesses, [1], dans le cas particulier où le matériau est hypoélastique au sens de Hill, [2], la solution du problème en vitesse rend stationnaire une fonctionnelle J(v) sur l'ensemble des champs de vitesse cinématiquement admissibles. Pour un matériau élastoplastique à configuration naturelle locale (J. Mandel [3]) en suivant B. Halphen [4], on donnera l'expression de J(v) dans le cas de la plasticité classique, [5]. Puis, finalement, on propose un algorithme de calcul utilisable en calcul des structures, [5], et établi en s'inspirant de la méthode implicite de Q.S. Nguyen en petites déformations [6].

2. Description de l'équilibre et notation

Pour caractériser l'état de contrainte à l'instant t plusieurs formulations s'offrent à nous, [7], [5]:

— sur la configuration actuelle, les équations de la statique montrent que la force vraie T exercée sur un élément de surface dS de normale unitaire n est donnée par $\mathbf{T} = \sigma \cdot \mathbf{n}\, dS$ où σ est le tenseur des contraintes de Cauchy; si, par contre, on choisit de se reporter à la configuration initiale, la force élémentaire $\mathbf{T}_0$ est telle que $\mathbf{T}_0 = F^{-1}\,\mathbf{T}$; la facette de normale $\mathbf{n}_0$ dans l'état initial étant devenue de normale $\mathbf{n}$ dans l'état actuel, la relation $\mathbf{n}_0\, dS_0 = (\det F)^{-1}\, F^T \mathbf{n}\, dS$, traduisant la conservation de la masse entre les deux instants, permet de poser $\mathbf{T} = \pi_0\, n_0\, dS_0$ où π_0 est un tenseur symétrique appelé

second tenseur de Piola Kirchhoff. Entre σ et π_0 existe la relation de transport convectif :

$$\frac{\pi_0}{\rho_0} = F^{-1} \frac{\sigma}{\rho} F^{T} \qquad (1)$$

On peut considérer aussi la force vraie rapportée à l'élément d'aire nominale dans la configuration initiale: $\vec{T} = \theta^T n_0 \, dS_0$ le tenseur θ est le tenseur des contraintes nominales $\theta = \pi_0 F^T = \det F \, F^{-1} \sigma$. Si l'état actuel est choisi comme état de référence, les tenseurs que nous venons de définir sont tous égaux mais leurs dérivées temporelles sont différentes, ainsi :

$$\left.\begin{aligned} \dot{\pi} &= \dot{\sigma} - \nabla v \cdot \sigma - \sigma \cdot \nabla v^T + \sigma \, \mathrm{tr} \, \nabla v \\ \dot{\theta} &= \dot{\sigma} - \nabla v \cdot \sigma + \sigma \, \mathrm{tr} \, \nabla v \end{aligned}\right\} \qquad (2)$$

où :

$$\nabla v = \dot{F} F^{-1} = \left[\frac{\partial v^i}{\partial X} \cdot \frac{\partial X}{\partial x^j} \right] \qquad (3)$$

La densité de force étant donnée ainsi que les efforts T^d sur une partie ∂V_T de la frontière du volume V le champ de contrainte σ est statiquement admissible dans V si les équations de la statique sont vérifiées :

$$\left.\begin{aligned} \mathrm{div}\, \sigma + \rho f &= 0 \quad \text{dans} \quad V \\ \sigma n &= T^d \quad \text{sur} \quad \partial V_T \end{aligned}\right\} \qquad (4)$$

Ces équations peuvent s'écrire sur la configuration initiale choisie comme configuration de référence :

$$\left.\begin{aligned} \mathrm{div}\, \theta + \rho_0 f &= 0 \quad \text{dans} \quad V \\ \theta^T n &= T_0^d \quad \text{sur} \quad \partial V_{T_0} \end{aligned}\right\} \qquad (5)$$

Dans cette configuration les coordonnées étant fixes, les équations de l'équilibre dans une évolution quasistatique sont :

$$\left.\begin{aligned} \mathrm{div}\, \dot{\theta} + \rho \dot{f} &= 0 \quad \text{dans} \quad V \\ \dot{\theta}^T n &= \dot{T}^d \quad \text{sur} \quad \partial V_T \end{aligned}\right\} \qquad (6)$$

La géométrie initiale choisie étant celle de la configuration à l'instant t.

Pour un matériau hypoélastique au sens de Hill (tel qu'il existe un potentiel U vérifiant $\dot{\theta}^T = \partial U/\partial \nabla v$) occupant le volume V soumis à des forces nominales $\dot{T}^d$ sur ∂V_T, à des vitesses v^d de déplacement sur ∂V_v et à des forces $\dot{f}$ dans V. La solution du problème aux limites en vitesse :

$$\left.\begin{array}{lll} \operatorname{div} \dot{\theta} + \rho \dot{f} = 0 & \text{dans} & V \\ \dot{\theta}^T n = \dot{T}^d & \text{sur} & \partial V_T \\ v = v^d & \text{sur} & \partial V_v \\ \dot{\theta}^T = \dfrac{\partial U}{\partial \nabla v} & \text{dans} & V \end{array}\right\} \qquad (7)$$

rend stationnaire la fonctionnelle:

$$J(v^*) = \int_\Omega U(\nabla v^*)\, d\omega - \int_{\partial V_T} \dot{T}^d\, v^*\, da \qquad (8)$$

sur l'ensemble des v^* cinématiquement admissibles avec v^d sur ∂V_v.

Si, de plus la propriété:

Pour tout v^1 et v^2 deux champs cinématiquement admissibles avec v^d sur ∂V_v et $\dot{\theta}^1$ et $\dot{\theta}^2$ les champs de contraintes associés par V si $\int_v (\theta^1 - \theta^2)^T (\nabla v^1 - \nabla v^2)\, d\omega \geq 0$ est vérifiée, alors:

la fonctionnelle J est convexe et le champ v solution de *(7)* est unique.

3. Étude de la transformation élastoplastique

On considère un élément macroscopique de matière de volume V. L'élément de matière est en équilibre sous contrainte nulle et sa température est uniforme T_0 à l'instant initial. À l'instant t la température est T, la contrainte σ.

En petites déformations, la déformation plastique est la déformation résiduelle après relâchement des contraintes, celles-ci étant données par une loi thermoélastique en prenant comme configuration de référence l'état relâché. On généralise cette notion en transformation finie.

À partir de la configuration initiale (a), on décharge rapidement l'élément et l'on amène sa température à T_0; on obtient une configuration thermoélastiquement relâchée (k) à l'instant t, qui est définie à une rotation d'ensemble près. On caractérise alors le passage d'une configuration à une autre par le gradient de la transformation correspondante.

La décomposition du gradient total F en parties élastique et plastique est multiplicative au sens de la composition des applications, [8] :

$$F = E \cdot P \tag{9}$$

Bien que E et P soient seulement des applications linéaires définies en chaque point du volume V, elles sont appelées respectivement «gradient de déformation élastique» et «gradient de déformation plastique».

La configuration relâchée est une configuration virtuelle en ce sens qu'à chaque point M on associe un volume élémentaire homogène de telle sorte que la décharge élastique puisse être totale.

La configuration relâchée étant définie à une rotation près, il existe deux manières usuelles de s'affranchir de cette indétermination :

1- Soit en imposant une condition d'invariance par changement de repère sur la configuration relâchée, ce qui conduit à des théories macroscopiques phénoménologiques de la plasticité en grandes transformations; dans ce cas, la configuration relâchée prend le nom de configuration intermédiaire, [9]-[10].

2- Soit en fixant l'orientation de la configuration relâchée par un trièdre directeur, ce trièdre étant associé physiquement à une microstructure ou une texture, la configuration relâchée prend le nom de configuration naturelle locale [11]. Par exemple, dans le cas du monocristal, tandis que la déformation élastique est la déformation du réseau cristallin, la déformation plastique résulte du mouvement de défauts intérieurs (dislocations, ...) [12]-[13]. On peut identifier le trièdre directeur au trièdre des axes cristallographiques et la microstructure au réseau cristallin, [3], [11]. Pour le polycristal, on peut choisir comme trièdre les axes cristallographiques d'un grain, les orientations des autres grains par rapport

à celui-ci étant considérées comme des variables internes, ou bien le choisir tel que sa vitesse de rotation soient une moyenne des vitesses de rotation locales des grains, [14]-[15].

4. Description du comportement

D'après la décomposition cinématique, l'étude du comportement élastoplastique en grandes transformations se ramène à l'étude d'un problème d'élasticité sur une configuration mobile au cours du temps, cette configuration étant orientée par un trièdre caché ou trièdre directeur. Le gradient de vitesse s'exprime en fonction de E et P, comme :

$$\nabla v = \dot{E}\, E^{-1} + E\, \dot{P}\, P^{-1}\, E^{-1} \qquad (10)$$

La décomposition en partie élastique et plastique dépendant essentiellement de l'orientation de la configuration relâchée C_K, [9]-[10]-[11], (deux trièdres directeurs peuvent être liés par une rotation dépendant de l'écrouissage). Nous fixons l'orientation de C_K et nous prenons comme configurations successives celles pour lesquelles le trièdre directeur garde une orientation constante par rapport aux axes du laboratoire (ensemble des configurations isoclines), [11].

Ainsi, la déformation élastique est caractérisée par le tenseur de Green-Lagrande $\Delta = 1/2\,(E^T E - I)$ relatif à C_K. Les fonctions thermodynamiques dépendent, en général, de l'orientation des configurations relâchées; dans le repère directeur avec le choix des configurations isoclines la fonction énergie libre ϕ ne dépendra que des variables de déformation Δ, de température T, des variables internes α.

La loi de comportement donnée à partir de l'énergie libre $\phi(\Delta, T, \alpha)$ s'écrit alors :

$$\left.\begin{aligned} \frac{\pi_K}{\rho_K} &= \frac{\partial \phi}{\partial \Delta} \\ S &= -\frac{\partial \phi}{\partial T} \end{aligned}\right\} \qquad (11)$$

où π_K/ρ_K est le second tenseur de Piola-Kirchhoff relatif à C_K :

$$\frac{\pi_K}{\rho_K} = E^{-1}\, \frac{\sigma}{\rho}\, E^{-T} \qquad (12)$$

et S l'entropie, ρ la masse volumique.

D'autre part, s'il n'y a pas d'influence de l'écrouissage sur l'élasticité, [16], la vitesse de déformation élastique eulérienne D^e est la partie symérque $\{ \dot{E}\ E^{-1} \}_s$ et $\dot{\Delta} = E^T D^e E$, la dissipation intrisèque s'écrit alors:

$$D = \sigma \frac{D}{\rho} - \dot{\phi} + S\ \dot{T} \geq 0 \qquad (13)$$

soit encore:

$$\mathrm{tr}\left(\frac{\Psi}{\rho_\kappa}\ \dot{P}\ P^{-1} \right) - \frac{\partial \phi}{\partial \alpha}\ \dot{\alpha} \geq 0 \qquad (14)$$

où $\Psi/\rho_\kappa = E^{-1}\ \sigma/\rho\ E$;

Ψ est la force thermodynamique associée au gradient plastique $\dot{P}\ P^{-1}$ et $A = -\partial\phi / \partial\alpha$ celle associée à la variation des paramètres internes α.

Pour construire la théorie de la plasticité en transformation finie, on généralise la théorie du potentiel plastique de Hill :

- soit à partir d'hypothèses physiques, comme J. Mandel [14],
- soit à partir du principe de dissipativité normale, comme B. Halphen et Q.S. Nguyen [15] :

– Il existe une fonction $f\ (\Psi/\rho_\kappa\ ,\ \alpha\ ,\ T)$ convexe telle que:

$$\left.\begin{aligned} \dot{P}\ P^{-1} &= \lambda \frac{\partial f}{\partial \frac{\Psi}{\rho_\kappa}} \\ \dot{\alpha} &= \lambda\ g\left(\frac{\Psi}{\rho_\kappa}\ ,\ T\ ,\ \alpha \right) \end{aligned}\right\} \qquad (15)$$

et où λ vérifie :

$$\left.\begin{aligned} &\lambda \geq 0 \quad \text{si} \quad f = 0 \quad \text{et} \quad \dot{f} = 0 \\ &\lambda = 0 \quad \text{si} \quad f < 0 \quad \text{et} \quad (\dot{f} < 0 \ \text{et}\ f = 0) \end{aligned}\right\} \qquad (16)$$

5. Existence du potentiel U : $\dot{\theta}^T = \dfrac{\partial U}{\partial \nabla v}$

Cherchons à exprimer $\dot{\theta}$ en fonction du gradient de vitesse en tenant compte des équations locales du comportement:

1- $\dot{\theta} = \dot{\sigma} - \nabla v \cdot \sigma + \sigma \, tr \, \nabla v$

2- $\nabla v = \dot{E} \, E^{-1} + g^p$

3- $\dfrac{D\dfrac{\sigma}{\rho}}{Dt} = E^T \, \dot{\overbrace{\dfrac{\pi_K}{\rho_K}}} \, E = E^T \left| \dfrac{\partial^2 \phi}{\partial \Delta \, \partial \Delta} \, \dot{\Delta} \right| E = K D_e$

4- $\dfrac{D\dfrac{\sigma}{\rho}}{Dt} = \dot{\overbrace{\dfrac{\sigma}{\rho}}} - (\dot{E} \, E^{-1}) \dfrac{\sigma}{\rho} - \dfrac{\sigma}{\rho} (\dot{E} \, E^{-1})^T$

5- $K = E^T \, E^T \, \dfrac{\partial^2 \phi}{\partial \Delta \, \partial \Delta} \, E \, E$

6- $g^p = E \, \dot{F}^p \, F^{-1} \, E^{-1}$

Nous déduisons de 1 et 3:

$$\dot{\theta} = \rho \, \frac{D}{Dt} \frac{\sigma}{\rho} \, \sigma \, \nabla v^T - (g^p \, \sigma + \sigma \, g^{pT})$$

$$\frac{D\left(\dfrac{\sigma}{\rho}\right)}{Dt} = K \, (D - D^p)$$

où $D^p = \left| g^p \right|_s$.

Aussi, $\dot{\theta}$ s'exprime en fonction de ∇v et g^p comme:

$$\dot{\theta} = \rho \, K \, (\Delta v - g^p) + \sigma \, \nabla v^T - (g^p \, \sigma + \sigma \, g^{pT}),$$

où l'on a tenu compte des propriétés de symétrie de K.

Calculons le gradient plastique g^p en considérant la fonction de charge f:

Soit :

$$n_0 = \frac{\partial f}{\partial \frac{\Psi}{\rho_\kappa}} \quad \text{alors} \quad g^p = \lambda\, E\, n_0\, E^T = \lambda\, n\,,$$

le coefficient λ est déterminé par la condition de charge :

$$\dot{f} = \frac{\partial f}{\partial \frac{\Psi}{\rho_\kappa}} \quad \dot{\left(\frac{\Psi}{\rho_\kappa}\right)}^T + \frac{\partial f}{\partial \alpha}\, \dot{\alpha} = 0$$

Comme :

$$\dot{\left(\frac{\Psi}{\rho_K}\right)}^T = E^T \left[\frac{D}{Dt}\,\frac{\sigma}{\rho} + 2\left(D^e \cdot \frac{\sigma}{\rho}\right)\right] E^T,$$

nous déduisons(*) :

$$\lambda = \frac{n : K : D + 2\left(n\,\frac{\sigma}{\rho}\right) : D}{h + n : K : n + \frac{2}{\rho}\,(n\,\sigma) : \{n\}_s}$$

avec : $h = -\frac{\partial f}{\partial \alpha}\, g.$

(*) $\dot{f} = 0$ s'écrit : $n^T : \left(\frac{D}{Dt}\,\frac{\sigma}{\rho} + 2\,(D - D^e)\frac{\sigma}{\rho}\right) + \lambda \frac{\partial f}{\partial \alpha}\, g = 0,$

soit encore :

$$< n : K : (D - D^e) + 2\,(D - D^e) \cdot \frac{\sigma}{\rho} : n + \lambda \frac{\partial f}{\partial \alpha}\, g = 0,$$

d'où λ comme $D^p = \lambda\ \{ n \}_s$.

Sous l'hypothèse que :

$$H = h + n : K : n + \frac{2}{\rho} (n\ \sigma) : \left\{ n \right\}_s > 0 ,$$

la condition de charge $\lambda > 0$ s'écrit :

$$\lambda = \frac{< n : K : D + 2 \left(n \frac{\sigma}{\rho} \right) : D >}{H}$$

$<X>$ désigne la partie positive de x : $X + |X| / 2 = <X>$.

Notons Y la fonction indicatrice de l'intérieur du convexe de plasticité :

$Y(f) = 0$ si $f > 0$,
$Y(f) = 1$ si $f \geq 0$.

Ainsi, nous obtenons :

$$\dot{\theta} = \rho\ K\ D + \sigma\ \nabla v^T - \rho\ \lambda\ (D)\ (K : n + \sigma\ n^T + n\ \sigma)\ Y(f)$$

et pour U (B. Halphen [4]) :

$$U = \frac{1}{2} \rho\ D\ K\ D + \frac{1}{2} \nabla v\ \sigma\ \nabla v^T - \ldots$$

$$\ldots - \frac{1}{2}\ Y(f) \rho\ \frac{< n : K : D + 2 \left(n \frac{\sigma}{\rho} \right) : D >^2}{H}$$

Avec le choix de la description du comportement que nous avons fait, il existe un potentiel U dont dérive la vitesse $\dot{\theta}$, le matériau est hypoélastique au sens de Hill.

Donnons successivement la forme des potentiels pour d'autres vitesses de contrainte :

– La dérivée convective $D_c \left(\frac{\sigma}{\rho} \right)$:

$$D_c \frac{\sigma}{\rho} = \frac{D}{Dt} \left(\frac{\sigma}{\rho} \right) - \left(g^\circ\ \sigma + \sigma\ g^{\circ T} \right) = \frac{\partial G}{\partial D}$$

avec :

$$G = \frac{1}{2} D K D - \frac{1}{2} Y(f) \frac{< n : K : D + 2 \left(n \frac{\sigma}{\rho} \right) : D >^2}{H}$$

— La dérivée de Jaumann $D_J \left(\frac{\sigma}{\rho} \right)$:

$$D_J \left(\frac{\sigma}{\rho} \right) = D_c \frac{\sigma}{\rho} + D \frac{\sigma}{\rho} + \frac{\sigma}{\rho} D = \frac{\partial F}{\partial D}$$

alors nous avons : $F = G + D \frac{\sigma}{\rho} D$.

Si il y a isotropie sur l'état relâché, n est symétrique et comme :

$$C_{ijkl} = K_{ijkl} + \frac{1}{2} (\delta_{ik} \sigma_{jl} + \delta_{il} \sigma_{jk} + \delta_{jk} \sigma_{il} + \delta_{jl} \sigma_{ik}).$$

alors F devient :

$$F = \frac{1}{2} D : C : D - \frac{Y(f)}{2} \frac{< n : C : D >^2}{h + n : C : n}$$

Dans ce cas particulier, le potentiel U devient :

$$\tilde{U} = \frac{1}{2} \rho D C D + \frac{1}{2} \nabla v \sigma \nabla v^T - D \sigma D$$

$$- \frac{Y(f)}{2} \frac{< n : C : D >^2}{h + n : C : n}$$

Si C est indépendant de σ et isotrope et si la fonction de charge est du type Misès :

$$f\left(\frac{\sigma}{\rho}\right) = J_2 \left(\frac{\sigma}{\rho} - \frac{tr\ \sigma}{\rho} 1 \right) - k_0^2$$

Le potentiel $\tilde{U}$ est celui introduit par J.R. Rice et Mc. Meecking [17].

6. Formulation et mise en oeuvre d'une méthode numérique

Pour résoudre le problème d'évolution précédent, il faut connaître les champs de contrainte ainsi que le volume plastique (tel que $f(\Psi) = 0$) à l'instant t. Nous proposons une méthode implicite établie en s'inspirant de la démarche de Q.S. Nguyen en petite déformations, [6].

Nous cherchons à déterminer les champs de contraintes et de déformations à l'instant $t+\Delta t$ en vérifiant le critère de plasticité à l'instant $t+\Delta t$ connaissant les champs à l'instant t.

Considérons le potentiel $\tilde{U} = \frac{1}{2}\rho\, D\, K\, D + \frac{1}{2}\, \nabla v\, \sigma\, \nabla v^{T}$

et définissons $\overset{\sim}{\dot{\theta}}$ par: $\overset{\sim}{\dot{\theta}} = \dfrac{\partial \tilde{U}}{\partial \nabla v^{T}}$

La vitesse de contrainte nominale s'écrivant :

$$\dot{\theta} = \rho\, K\, (D - D^{p}) + \sigma\, \nabla v^{T} - (g^{p}\, \sigma + \sigma\, g^{pT}),$$

si on suppose le gradient plastique connu la solution du problème aux limites vérifie :

$$\begin{cases} \operatorname{div}\left(\rho K\, D + \sigma\, \nabla v^{T} + \dot{f}^{p} \right) = 0 & \text{dans } V \\ v = v^{d} & \text{sur } \partial V_{v} \\ \dot{\theta}^{T}\, n = T^{d} & \text{sur } \partial V_{T} \end{cases}$$

c'est-à-dire comme :

$$\left(\rho K\, D + \sigma\, \nabla v^{T} \right) \cdot \vec{n} = \dot{T}^{d} - \dot{f}^{p}\, \vec{n} \quad \text{sur } \partial V_{T},$$

alors :

$$(*) \begin{cases} \operatorname{div}\left(\overset{\sim}{\dot{\theta}} + \dot{f}^{p} \right) = 0 & \text{dans } V \\ \overset{\sim}{\dot{\theta}}^{T}\, n = \dot{T}^{d} - \dot{f}^{p}\, n & \text{sur } \partial V_{T} \\ \overset{\sim}{\dot{\theta}}^{T} = \dfrac{\partial \tilde{U}}{\partial \nabla v} \end{cases}$$

Comme $\tilde{U} = U$ pour un comportement purement élastique, $\dot{\theta}$ est la vitesse de contrainte nominale dans l'hypothèse d'un comportement purement élastique :

Les équations (*) montrent que:

$\dot{\tilde{\theta}}$ est solution d'un problème élastique en grandes transformations avec force de masse: $\operatorname{div} \dot{f}^{\circ}$

et de surface: $-\dot{f}^{\circ} \cdot \vec{n}$

plastiques équivalentes: $\dot{f}^{p} = -\left(g^{\circ} \sigma + \sigma g^{\circ} \right) - \rho K D^{\circ}$

Ainsi, la solution du problème considéré rend stationnaire la fonctionnelle :

$$J(v^*) = \int_V \tilde{U}(\nabla v^*)\, d\tau + \int_V \dot{f}^{\circ} \nabla v^*\, d\tau - \int_{\partial V_T} \dot{T}^{\circ} v^*\, dS$$

sur l'ensemble $\{ v^* / v^* = v^{\circ} \text{ sur } \partial V_u \}$ des champs cinématiquement admissibles.

En effet $\forall\ \delta v^*$:

$$0 = \delta J(v^*) = \int_V \dot{\tilde{\theta}} \nabla \delta v^*\, d\tau + \int_V \dot{f}^{\circ} \nabla \delta v^*\, d\tau - \ldots$$

$$\ldots - \int_{\partial V_T} \dot{T}^{d} \delta v^* \quad ,$$

soit encore pour tout v :

$$0 = -\int_V \operatorname{div} \left(\dot{\tilde{\theta}} + \dot{f}^{p} \right) \delta v^* + \ldots$$

$$\ldots + \int_{\partial V_T} \left[\left(\dot{\tilde{\theta}} + \dot{f}^{p} \right) \cdot \vec{n} - \dot{T}^{d} \right] \delta v^*\, dS,$$

On procède par itérations :

Supposons connu g^{p}_{n} à l'itération n, on calcule alors la solution v du problème précédent, puis le gradient g^{p}_{n+1} par projection sur le critère de plasticité (recherche de module λ et de la direction

n). On recommence le processus précédent jusqu'à l'obtention d'une solution plastiquement admissible à l'instant $t + \Delta t$.

Nous utilisons la méthode des éléments finis. Nous discrétisons la structure en quadrilatères sur lesquels on estime le champ de vitesse de déplacements et son gradient; la valeur approchée du potentiel $\tilde{U}$ établit l'expression de la matrice tangente K_T :

$$\delta \int_v \tilde{U}\ dv = [\delta v] \cdot K_t \cdot [v]$$

formée de la matrice de rigidité classique $\delta \int \frac{1}{2}\ \rho\ D\ K D\ dv$ et d'une matrice linéaire en contrainte $\delta \int \frac{1}{2} \nabla v \cdot \sigma \cdot \nabla v'$.

Aux contraintes initiales $\dot{f}^p$ correspond un vecteur de forces nodales F^p :

$$-\delta \int_v \dot{f}^p\ \nabla v\ dv = [\delta v]\, \Delta F^p.$$

Le problème discrétisé prend alors la forme :

$$K_t\,[v] = \Delta F^p + \Delta F^{ext},$$

c'est un système linéaire en vitesse.

Supposons Δg_n^p connu à l'itération, la force ΔF_n^p est calculée par l'expression ci-dessus, puis la solution Δv_{n+1} comme solution du problème discrétisé, on calcule alors les accroissements de contrainte correspondants.

Une approximation de l'accroissement de contrainte par rapport à la configuration relâchée, mesuré sur la configuration actuelle, est :

$$\Delta \left(\frac{\tilde{\pi}_\kappa}{\rho_\kappa} \right)_{n+1} = \Lambda \left\{ \nabla v_{n+1} - \Delta g_n^p \right\}_S$$

de même pour la force thermodynamique associée à $g^{p(*)}$:

$$\Delta \left(\frac{\psi}{\rho} \right)_{n+1} = \Delta \left(\frac{\pi_\kappa}{\rho_\kappa} \right)_{n+1} + 2\frac{\sigma}{\rho} \left\{ \nabla v_{n+1} - \nabla g_n^p \right\}_S$$

(*) Sur la configuration actuelle ψ et σ coïncident.

Supposons qu'il y ait isotropie sur la configuration relâchée, le critère de plasticité s'écrit dans le cas d'un écrouissage cinématique :

$$f\left(\frac{\sigma}{\rho}\ ;\ \frac{\alpha}{\rho}\right) = \left(\frac{s}{\rho} - \frac{\alpha}{\rho}\right)\left(\frac{s}{\rho} - \frac{\alpha}{\rho}\right) - k_0^2$$

où s est le déviateur de σ. Connaissant $\Delta\left(\frac{\Psi}{\rho}\right)_{n+1}$, on calcule g^p_{n+1} par projection sur le critère f:

$$f\left(\frac{\sigma}{\rho} + \Delta\left(\frac{\Psi}{\rho}\right)_{n+1}, \frac{\alpha}{\rho} \Delta\left(\frac{\alpha}{\rho}\right)_n\right) \geq 0 \overset{\text{non}}{\Rightarrow} \Delta g^p_{n+1} = 0$$

oui ⇓

$$\Delta\left(\frac{\alpha}{\rho}\right)_{n+1} = 0$$

Réponse Elastoplastique *Réponse Elastique*

$$R^2 = f\left(\frac{\sigma}{\rho} + \Delta\left(\frac{\Psi}{\rho}\right)_{n+1}, \frac{\alpha}{\rho} \Delta\left(\frac{\alpha}{\rho}\right)_{n+1}\right) + k_0^2$$

$$\Delta g^p_{n+1} = \frac{R - k_0}{R}\left[\text{div}\ \Delta\left(\frac{\Psi}{\rho}\right)_{n+1} + \frac{s}{\rho} - \frac{\alpha}{\rho} - \Delta\left(\frac{\alpha}{\rho}\right)_n\right]$$

$$\Delta\left(\frac{\alpha}{\rho}\right)_{n+1} = C\, \Delta g^p_{n+1}$$

L'accroissement réel de la contrainte obtenu par le calcul est alors :

$$\Delta\left(\frac{\pi_K}{\rho_K}\right)_{n+1} = \Lambda\left\{\ \nabla_{v_{n+1}} - \Delta g^p_{n+1}\ \right\},$$

et il y aura convergence lorsque la solution est plastiquement admissible : soit ε donné, le critère de convergence s'écrit :

$$R^2\ (x) = f\left(\frac{\sigma}{\rho} + \Delta\left(\frac{\Psi}{\rho}\right)_{n_0+1}\ ;\ \frac{\alpha}{\rho} + \Lambda\left(\frac{\alpha}{\rho}\right)_{n_0+1}\right) + k_0^2$$

et :

$$R_0 = \underset{x}{\text{Max}}\ R(x)$$

$$\left| \frac{R_0 - k_0}{R_0} \right| \leq \varepsilon$$

La solution finale Δv_{n_0+1} sera donc telle que les conditions d'équilibre, la loi de comportement et le critère de plasticité à l'instant $t + \Delta t$ soient vérifiés.

On réactualise alors la géométrie et les grandeurs sont transportées sur la configuration $C_{t+\Delta t}$

$$\begin{cases} x(t+\Delta t) = x(t) + \Delta v\ (x, t) \\ F(0, t+\Delta t) = [1 + \nabla \Delta v]\ 0\ F(0, t) \\ E(0, t+\Delta t) = [1 + \nabla \Delta v - g^{\rho}]\ 0\ E(0, t) \end{cases}$$

Le gradient relatif entre C_t et $C_{t+\Delta t}$ étant :

$$F(t, t+\Delta t) = 1 + \nabla \Delta v$$

relativement à C_t, les contraintes sont égales :

$$\sigma = \pi = \theta$$

le caractère objectif du tenseur π a montré que :

$$\pi(t+\Delta t) = \pi(t) + \Delta \pi_t^{t+\Delta t},$$

d'où :

$$\frac{\sigma_{t+\Delta t}}{\rho_{t+\Delta t}} = F(t, t+\Delta t)\ \frac{\pi(t+\Delta t)}{\rho(t)}\ F(t, t+\Delta t)^{\dagger}$$

comme :

$$\Delta \pi_t^{t+\Delta t} = \Delta \pi_{n_0+1} - \left\{ \Delta g^{\rho}_{n_0+1}\ \sigma + \sigma\ \Delta g^{\rho^T}_{n_0+1} \right\} \Delta g^{\rho^T}$$

nous connaissons σ à l'instant $t + \Delta t$.

On peut passer alors au pas de charge suivant ; chaque pas nécessite la construction de la matrice tangente et un certain nombre d'itérations plastiques, le coût du calcul est donc considérablement augmenté par rapport à un calcul en petites transformations.

7. Conclusion

Nous avons présenté le formalisme de la théorie de la plasticité en transformation finie dans le cadre des milieux à trièdre directeur de J. Mandel. Pour un potentiel plastique simple, la formulation du problème en vitesse est symétrique et un algorithme de résolution numérique est proposé. Cet algorithme étant peu différent des algorithmes obtenus en petites transformations, s'adapte bien aux codes de calcul habituels sans trop de modification.

Références :

1. R. Hill, «A general theory of uniqueness and stability in elastic plastic solids», J. of Mech. and Phys. Solids, vol. 6, pp. 336-349, 1958.
2. R. Hill, «Some basic principles in the mechanic of solids without a natural time», J. of Mech. and Phys. Solids, vol. 7, pp. 209-225, 1959.
3. J. Mandel, «Équations constitutives et directeurs dans les milieux plastiques et viscoplastiques», Int. J. of Solids and Structures, vol. 9, pp. 725-740, 1973.
4. B. Halphen, «Sur le champ des vitesses en thermoplasticité finie», Int. J. of Solids and Structures, vol. 11, pp. 947-960, 1975.
5. C. Stolz, «Contribution à l'étude des grandes transformations en élastoplasticité», Thèse Docteur-Ingénieur, ENPC, 1982.
6. Q.SS. Nguyen, «On the elastic-plastic initial boundary problem and numerical integration», Num. Meth. in Eng., vol. 11, pp. 817-832, 1977.
7. P. Germain, Cours de Mécanique de l'École Polytechnique.
8. C. Eckhart, «Théory of elasticity and anelasticity», Phys. Rw., 73, pp. 373, 1948.
9. E.H. Lee, «Elastic-Plastic deformation at finite strain», J. Appl. Mech., 36, pp. 276-279, 1971.
10. F. Sidoroff, «The geometrical concept of intermediate configuration and elastic-plastic finite strain», Arch. of Mech., vol. 25, nº 2, pp. 229-308, 1973.
11. J. Mandel, Plasticité classique et viscoplasticité, C.I.S.M., Udine, Springer-Verlag, 1971.
12. J. Zarka, «Sur la viscosité des métaux», Thèse Docteur-ès-Sciences, Paris, 1968.
13. R. Hill, «Generalized constitutive relations for incremental deformation of metal cristals by multislip», J. Mech. and Phys. Solids, vol. 14, pp. 95-102, 1966.
14. J. Mandel, «Sur la définition d'un repère privilégié pour l'étude des transformations anélastiques d'un polycristal», J. de Mécanique.
15. Q.S. Nguyen, B. Halphen, «Sur les matériaux standards généralisés», Journal de Mécanique, vol. 14, nº 1, pp. 40-63, 1975.
16. J. Mandel, «Sur la définition de la vitesse de déformation élastique et sa relation avec la vitesse de contrainte», Int. J. of Solids and Structures, vol. 17, pp. 873-878, 1981.
17. R. Mc Meecking, J.R. Rice, «Finite formulation for problem of large elastic-plastic deformation», Int. J. Solids and Structures, vol. 11, pp. 601-616, 1978.

CHAPTER 14

Computation of plastic flows in metal forming processes

J.C. Gelin, J. Oudin, P. Picart, Y. Ravalard

Laboratoire de Génie Mécanique
et GRECO CNRS Grandes Déformations et Endommagement
Université de Valenciennes
59326 Valenciennes Cédex France

ABSTRACT

After two decades of development, the computational techniques have been successfully applied to the analysis of metal forming processes involving large plastic flows. The paper describes different strategies to deal with the computation of plastic flows in metal forming processes. Starting from the principle of virtual work, velocity formulations are derived and the kinematic elements method is described, based on elementary upper bound approach. This method is well suited to the determination of the power required to deform the workpiece, the flow pattern simulation, and the computation of die/workpiece contact pressure. The major advantage is the small computation capacity required to simulate a complex forming process. On the other hand, a complete simulation of plastic flow, involving stresses, residual stresses and strains computation, is sometimes necessary to study material properties for example. We describe an improved finite element method, based on implicit and incremental elastic-plastic formulations to deal with the simulation of plane or axisymmetric plastic flows. In both cases, different examples are presented for plane strain or axisymmetric applications. When possible, the numerical results are compared with experimental measurements.

1. Introduction

Metal forming problems arise quite naturally in many manufacturing processes such as extrusion of square or axisymmetric shapes, deep drawing, forging and upsetting. Theses processes have all two characteristics in common. First, they involve large deformations in which the strains are dominated by large plastic flow. Second, the deformations, and friction between the dies and workpiece can play an important role in the overall deformation process.

The designer who develops a metal forming for manufacturing some metal products must know, first the power required by the process, which presupposes the knowledge of the load deflection curve. Next, he needs to be sure that the desired shape can be achieved for a given die configuration, it necessitates the knowledge of metal flow during material processing. And finally, he needs to know an accurate estimate of the stress and strain distribution in the produce. Furthermore, he can need some estimates of the residual stresses in the finished product.

First prediction techniques based on elementary analyses of the workpiece are due to Kudo [1] who has proposed a systematic modelisation method based on the utilisation of rectangular elements with the concept of upper bound approach. It still remains a very efficient technique to predict with sufficient accuracy forging loads, but the prediction of flow patterns makes necessary the use of numerous elements. Bramley and Mac Dermott [2] have proposed and formalized the so called Upper Bound Elemental Technique (UBET), allowing to use different types of elements. Bramley and Cramphorn [3] have proposed an automatic mesh of the workpiece, and they put the accent on the velocity optimization at boundary elements. This approach leads to minimize the nonlinear functions which could be defined by a large number of variables. The computing operation is then long and delicate. On the other hand, Oudin and Ravalard [4] have proposed the concept of kinematic elements [5,6], this method consists to divide the workpiece into kinematic elements which could be rectangular, triangular or trapezoïdal; each kind of element require a single kinematically admissible velocity field that satisfies the volume constraint condition. The velocity field depends on the element geometry and uniform velocities on each boundary. The dissipated power calculation for each element permits to establish a linear relation with uniform velocities at boundaries.

The minimization of dissipated power is obtained using Simplex procedures. From this, the authors can observe the plastic flow hodograph into the cross section, the global effort and the pressure on the moving die/workpiece interface.

The finite element technique, based on rigid-plastic or rigid viscoplastic constitutive equations, to study steady or unsteady metal forming processes, have been successfully applied since the work of Lee and Kobayashi [7]. In rigid-viscoplastic formulation the elastic deformations are assumed to be neglectible compared with the large plastic strains.

This method has gained a wide range of applications and some recent advances are proposed, see Chenot et al. [8] who generalize the approach to the general Norton Hoff law, also taking into account Norton Hoff friction conditions. The authors [8] propose also an implicit-explicit algorithm to update the geometry of the workpiece at each loading increment. The rigid-viscoplastic method have been extended to hot forming taking into account temperature effects, see Oh, Rebelo and Kobayashi [9]. In order to simulate plastic deformation of porous materials, the modification of the rigid-viscoplastic method have been realized, see Im and Kobayashi [10].

Another approach is to treat the material as an elastic-plastic strain hardening one performing an incremental analysis. Since the establishment of finite element method to solve linear problems, extensions to nonlinear elasto-plastic analysis was started by Argyris [11], Marcal and King [12]. Extensive studies on the finite element analysis of finite strain problems were pursued by Mallet and Marcal [13], Oden and Ken [14]. It was not until Oden [15] that complete incremental forms were obtained in which variations of loading and finite rotations of the element were properly considered. The first elasto-plastic formulation suitable for large strain and large displacement was presented by Hibbit, Marcal and Rice [16]. They used an incremental Lagrangian approach and pointed out that an additional stiffness matrix, dependent on current loads, was missing in ordinary small strain formulations. Later, Mc Meeking and Rice [17] derived an Eulerian type of finite element formulation following the principle of virtual work given by Hill [18]. The utilization of the updated finite element mesh as the reference configuration made this approach very stuitable to investigations in the field of large deformation analyses. Others alternative formulations are due to Needleman [19], Argyris et al. [20], Cescotto et al. [21], Nagtegaal [22], Gelin [23, 24].

The number of applications of the large strain elastic-plastic or elastic-viscoplastic finite element analysis is very important in the field of metal forming processes, and it seems that upsetting problems are a challenge for workers in this field. An interesting summary and comparison of different computer codes applied to an axisymmetric problem were presented by Kudo and Matsubara [25].

A concise survey of the litterature related to large deformation elastic-plastic problems including unilateral and friction problems have been recently presented by Cheng and Kikuchi [26].

In addition to these works cited above, we can mentionned the work of Argyris et al. [27], Argyris and Doltisinis [28] taking into account thermomechanical coupling aspects in metal forming processes, including also contact and friction problems.

In the present paper, starting from the principle of virtual work and boundary conditions, we describe the kinematic element method proposed by Oudin and Ravalard [5]. The mathematical definition of the different kinematic elements is developped and the optimisation procedure, which follows a simplex algorithm is discussed. Then we give different examples in plane strain or axisymmetric conditions relative to industrial forming processes.

Then we discuss our finite element implementation in large deformation elastic-plastic range. The boundary value problem of arbitrary amount of deformation is formulated in the deformed configuration at the end of loading increment. So, a suitable finite element formulation is obtained.

To allow for the effect of finite rotations and to satisfy the requirement of incremental objectivity in the material constitutive equations, an implicit integration scheme is proposed, based on the concept of intermediate integration configuration.

The formulation of the principle of virtual work is completed with a friction law deduced from an isotropic sliding rule, based on the work of Taylor [29] Taylor and Becker [30].

Some classical benchmark problems are chosen to examine the numerical solution obtained from the computer code 'ASTRID' developped by the authors, and industrial applications are given.

2. The basic mechanical problem

For a deformed body in equilibrium, once the constitutive law is chosen, the stress field can be determined by solving the following governing equations :

$$\operatorname{div} \sigma + f = 0 \text{ in } \Omega \tag{1}$$

satisfying the boundary conditions

$$u = \bar{u} \text{ on } \Gamma_u \tag{2}$$

and

$$\sigma n = \bar{t} \text{ on } \Gamma_\sigma \tag{3}$$

where σ is the Cauchy stress tensor, f is the body force vector, $\bar{u}$ is the imposed displacement on the portion Γ_u of boundary, and t is the imposed surface traction vector on Γ_σ, see *figure 1* that defines all symbols and notations.

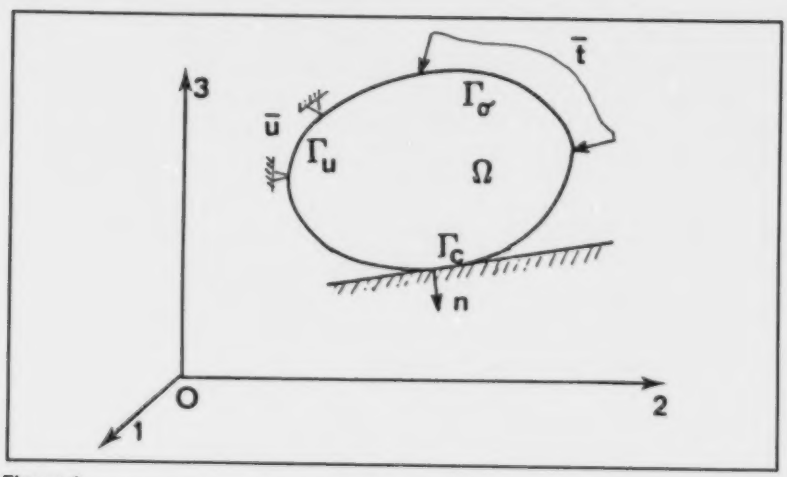


Figure 1
Geometry and notations used to formulate the basic mechanical problem.

Another way to state the boundary value problem described above is to apply the principle of virtual work or the principle of virtual power to the local form (1). Let u^* an arbitrary virtual variation of displacement vector such that $u^* = \bar{u}$ on Γ_u we have

$$\int_\Omega \sigma : \nabla u^* dV - \int_\Omega f u^* dV - \int_{\Gamma_\sigma} \bar{t}\, u^* dS = 0 \qquad (4)$$

Due to the symmetry properties of σ it results immediately that σ :

$$\nabla u^* = \sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_j} = \sigma : \nabla^S u^* = \sigma : \varepsilon^*$$

where ε^* is the strain tensor related to the current configuration (this relation is valid in small strains theory as well in large strains theory).

We have exactly, in a same manner, and taking v^* as an arbitrary virtual variation of velocity vector such $v^* = \bar{v}$ on Γ_v

$$\int_\Omega \sigma : \dot{\varepsilon}^* dV - \int_\Omega f \cdot v^* dV - \int_{\Gamma_\sigma} \bar{t} \cdot v^* ds = 0 \qquad (5)$$

this relation is known as the principle of virtual power.

Equation (4) and equation (5) are formulated in the deformed configuration Ω. In metal forming processes Ω is in general considerably different from Ω° and is one of the unknowns to be determined.

Unfortunatly, for large deformations and general material properties, equations (4) and (5) are highly nonlinear and in many applications it is convenient to derive linearized forms of these equations under the assumption that the entire nonlinear response of the body is replaced by a sequence of piecewise linear increments.

Due to contact conditions there is some restrictions on the portion of Γ which is in contact with the dies (Γ_c) :

$$t_c.n \geq 0 \text{ on } \Gamma_c \qquad (6)$$

where $t_c = \sigma .n$ is the surface traction vector along the die/workpiece interface and n is the outward normal to the die.

Also, if u^* is the virtual displacement, we have to satisfy :

$$u^* \cdot n \geq 0 \text{ on } \Gamma_c \qquad (7)$$

The contact constraint restricts the virtual velocity field to motions tangential to the contact surface, thus the only component of σ_n which does work is the tangential component.

Thus the virtual work equation can be written in the current configuration as :

$$\int_\omega \sigma : \nabla\tilde{u}^* dV - \int_\omega fu^* dV - \int_{\Gamma_\sigma} \tilde{t}u^* dS - \int_{\Gamma_c} \sigma n \cdot u^* dS = 0 \qquad (8)$$

Again, the last integral in r.h.s. of equation (8) does work only through the tangential component of the traction.

With the specification of a constitutive theory and the equilibrium equations, either (4) or (5), plus kinematic constraints (boundary conditions), the boundary value problem is completely defined.

Except for the case of elasticity, the constitutive relations appear in a rate form and for metals, these constitutive relations are time independant or time dependent.

The plastic strain rate associated with the yield function or the plastic potential is generally written in the following form :

$$D^p = \dot{\lambda} \frac{\partial \phi}{\partial \sigma} \quad \text{in the rate independent case} \qquad (9)$$

or

$$D^p = \dot{\lambda} \frac{\partial \phi}{\partial \sigma} \quad \text{in the rate sensitive or viscoplastic case} \qquad (10)$$

ϕ is the yield function (in the rate independent case) or the viscoplastic potential in the rate sensitive case.

In most common applications, the plastic flow depends only on the deviatoric stress components and we have :

$$D^{\circ} = \lambda \frac{\partial \phi}{\partial s} \qquad (11)$$

where

$$s = \sigma - \frac{1}{3} \operatorname{tr} \sigma \, I,$$

it results immediatly that

$$\operatorname{tr} D^{\circ} = 0 \ (\text{or } \operatorname{div} v = 0) \qquad (12)$$

So, equation (8) can be written in the following form, neglecting the elastic strain rate :

$$\int_{\Omega} s : \operatorname{dev}(\nabla^{S} v^{*}) \, dV - \int_{\Gamma_c} \sigma n \cdot v^{*} dS = \int_{\Gamma_\sigma} \bar{t} v^{*} dS + \int_{\Omega} f v^{*} dV \qquad (13)$$

where the notation dev(X) denotes the deviatoric part of X.

The left hand side of equation (13) is the sum of the power dissipated in the material and the power dissipated along the boundaries in contact with the dies, the right hand side of equation (13) is the power of the external loading. In many applications the second term of r.h.s. is neglected.

The limit theorems for rigid-plastic or rigid viscoplastic solids show that

$$\int_{\Gamma_\sigma} \bar{t} v dS = \int_{\Omega} s : \operatorname{dev}(\nabla^{S} v) \, dV \leq \int_{\Gamma_\sigma} \bar{t} v^{*} dS \qquad (14)$$

the minimum of the left hand side of equation (14) is an upper bound of the real power required by the process. Expression (14) is known as the upper bound theorem.

Concerning the effect of friction, a common approach in the rigid-plastic analysis is to consider the layer friction model that expresses the cission stress at the interface as :

$$\tau_t = - \bar{m} \frac{\sigma_o}{\sqrt{3}} \frac{v_t}{\| v_t \|} \qquad (15)$$

where $\bar{m}$ is the friction coefficient ($0 \leq \bar{m} \leq 1$), σ_0 is the flow stress of the material and $v_t = v - (v \cdot n)n$ is the component of the velocity tangent to the boundary.

Then, equation (13) can be written as :

$$\int_{\Omega} s : \operatorname{dev}(\nabla^{S} v^{*}) \, dV + \int_{\Gamma_c} \bar{m} \frac{\sigma_o}{\sqrt{3}} \frac{v_t}{\| v_t \|} v_t^{*} dS \geq \int_{\Gamma_\sigma} \bar{t} v dS \qquad (16)$$

Taking into account that $\dot{\bar{\varepsilon}} = \dot{\lambda} = (\frac{2}{3} D^p : D^p)^{1/2}$ and $\phi = \bar{\sigma} - \sigma_0$

where $\bar{\sigma} = (\frac{3}{2} s : s)^{1/2}$ we have

$$s : D^p = \bar{\sigma}\,\dot{\bar{\varepsilon}} = \sigma_0\,\dot{\bar{\varepsilon}} = \sigma_0\,(\bar{\varepsilon})\,\dot{\bar{\varepsilon}} \qquad (17)$$

where

$$\bar{\varepsilon} = \int_0^t \dot{\bar{\varepsilon}}\,(\tau)d\tau \qquad (18)$$

Equation (17) can be rewritten :

$$\int_\Omega \sigma_0\,(\bar{\varepsilon})\,\dot{\bar{\varepsilon}}^*\,dV + \int_{S_0} \bar{m}\,\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}\,\frac{V_i}{|V_i|}\,v_i^*\,dS \geq \int_{S_0} \bar{T}_i v_i dS \qquad (19)$$

Equation (19) is the basic relation for the kinematic elements method proposed by Oudin and Ravalard [5].

The first and second terms in the left hand side of equation (19) are nonlinear one in major applications, but a linearization technique can be applied allowing us the application of linear optimization techniques.

3. Description of the kinematic elements method

Following the upper bound theorem, it is now possible to define an admissible and incompressible velocity field within an element with respect of the kinematic conditions at boundaries. Assembly of such elements gives a powerfull tool to define easily a global admissible and incompressible field with a few unknows. From the minimisation of the dissipated power it is then possible to calculate an upper-bound of the forging load and to define the associated plastic flow.

3.1 Kinematic elements in plane-strain conditions

3.1.1. Rectangular element

The velocities are V_1, V_2, V_3 and V_4 on the boundaries, the dimensions are a and b, we suppose that the velocity components v_x and v_y vary linearly in the element *(Figure 2)*:

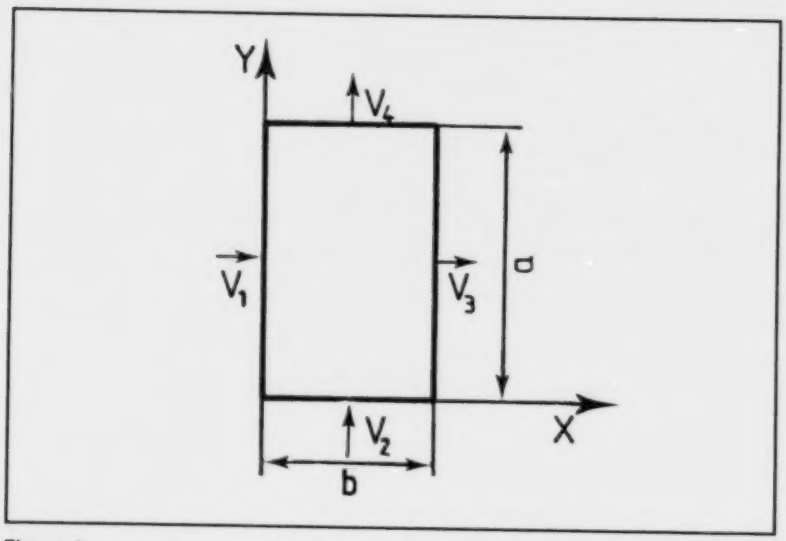


Figure 2
Rectangular element in plane strain conditions.

$$v_x = u(x) \qquad v_y = v(y) \qquad (20)$$

then

$$v_x = \frac{V_3 - V_1}{b} x + V_1$$

$$v_y = \frac{V_4 - V_2}{a} y + V_2$$

the internal dissipated power in this element is equal to:

$$\dot{W} = \frac{2\sigma_0}{\sqrt{3}} b \, | V_2 - V_4 | \qquad (21)$$

Frictionnal functions are defined at boundaries

$$E_1 = \bar{m}_1 \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} a \left(\frac{V_2 + V_4}{2}\right) \qquad (22)$$

where $\bar{m}_1$ is the TRESCA fiction coefficient on boundary 1.

When this element is contiguous to another one (or a tool), the dissipated power resulting of velocity discontinuities at a boundary is defined by:

$$\mathring{W}_{..} = | E_{..} - E_{..} | \qquad (23)$$

where k and j are the boundary numbers and *l* and m the adjacent element numbers.

3.1.2. Triangular elements

The reference element *(see figure 3)* velocities are V_X, V_Y, and V_S (which makes an angle ϕ with normal n to boundary 4 sloping with an angle θ from the x axis. The continuity of velocity through this boundary is expressed by the condition:

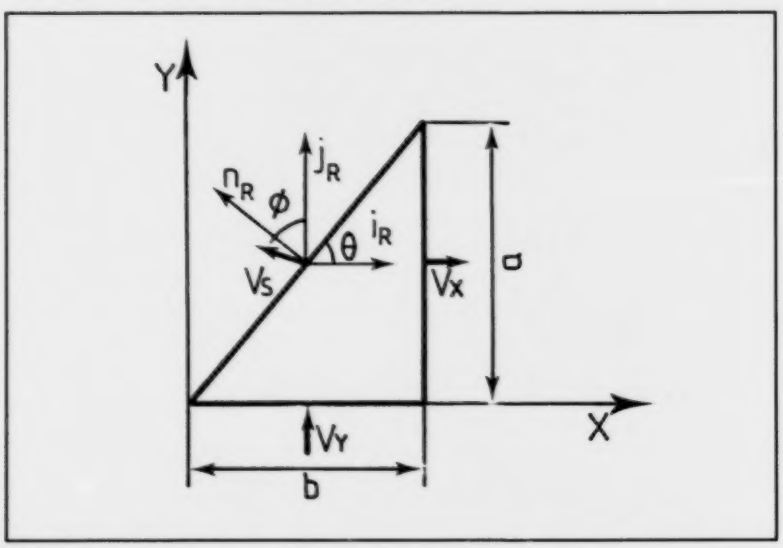


Figure 3
Reference triangular element in plane-strain conditions.

$$v_{..} A - v_{..} B = V_s (AC + BD) \qquad (24)$$

where $A = \cos\theta$ $\quad B = \sin\theta$
$C = \cos\phi$ $\quad D = \sin\phi$

The constant velocity field verifies the incompressibility condition :

$$v_x = V_x$$

$$v_y = V_y$$

or, if we express this field using only V_Y and V_S, we obtain :

$$v_x = V_y \cdot \frac{b}{a} - V_S\,(AC + BD)\sqrt{\frac{a^2 + b^2}{a}} \qquad (26)$$

$$v_y = V_y$$

This element is then a rigid one. Power is dissipated only at boundaries

$$E_2 = \bar{m}_2 \cdot \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}\, b\, [V_S\,(\frac{b}{a}\, C + D) + \frac{b}{a}\, V_y] \qquad (27)$$

$$E_3 = \bar{m}_3 \cdot \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \cdot ba\, V_y$$

$$E_4 = \bar{m}_4 \cdot \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}\,(\frac{a^2 + b^2}{2})\,(V_y - V_S C)$$

These three frictionnal functions are again linearly dependent of V_4 and V_S.

From this reference triangle it is then possible to define three other triangles when rotating the reference one by angles of 90°, 180° or 270° *(see figure 4)*. Modification of the velocity field and the frictionnal functions are obtained by multiplying the reference ones by a rotation matrix.

3.1.3 Trapezoïdal elements

The reference element is shown on *figure 5*. The velocities are V_1, V_2, V_3 and V_4 (which makes an angle ϕ with normal n to boundary 4 sloping with an angle θ from the x axis). The velocity field is:

$$v_x = a\,\frac{V_1 - \frac{A}{B}\,V_2 + DV_4 + \frac{AC}{B}\,V_4)}{\frac{B}{A}\,x + a} + \ldots$$

$$\ldots + \frac{A}{B} V_2 - DV_4 - \frac{AC}{B} V_4$$

$$v_y = a \frac{\left(\frac{B}{A} V_1 - V_2 + \frac{DB}{A} V_4 + CV_4\right)}{\left(\frac{B}{A} x + a\right)^2} y + V_2 \qquad (28)$$

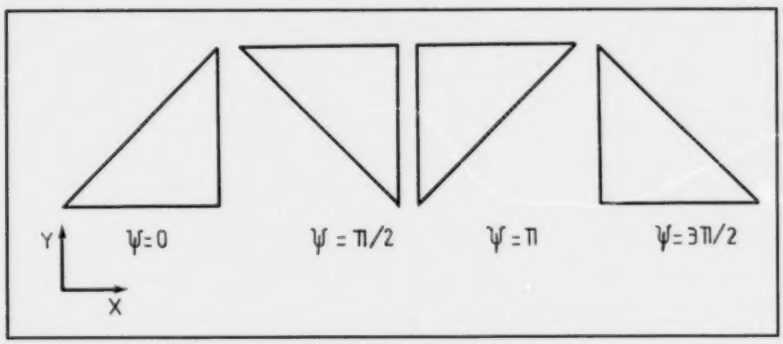


Figure 4
Different triangular elements in plane strain conditions.

A, B, C and D are equivalent to the notations defined for equation (24).

The internal dissipated power is equal to:

$$\mathring{W}_i = \frac{\sigma_o}{\sqrt{3}} \left| S \right| a \left| V_1 - \frac{A}{B} V_2 + DV_4 + \frac{AC}{B} V_4 \right| \qquad (29)$$

where S is a function of a, b and c, thus $\mathring{W}_i$ is linearly dependant of the three velocities V_1, V_2 and V_4.

The frictionnal functions are then defined. We obtain for example for boundary 1:

$$E_1 = \hat{m}_1 \frac{\sigma_o}{\sqrt{3}} \cdot \frac{a^2}{2} \cdot \left| \frac{C-a}{b} V_1 + V_2 = \left(C = D \frac{C-a}{b} V_4 \right| \right. \qquad (30)$$

which is obviously linearly dependent of V_1, V_2 and V_4.

Like for triangular elements, it is possible to define other trapezoïdal elements by rotating the reference one. As we suppose that tools will be movable only in the Y direction, we have defined

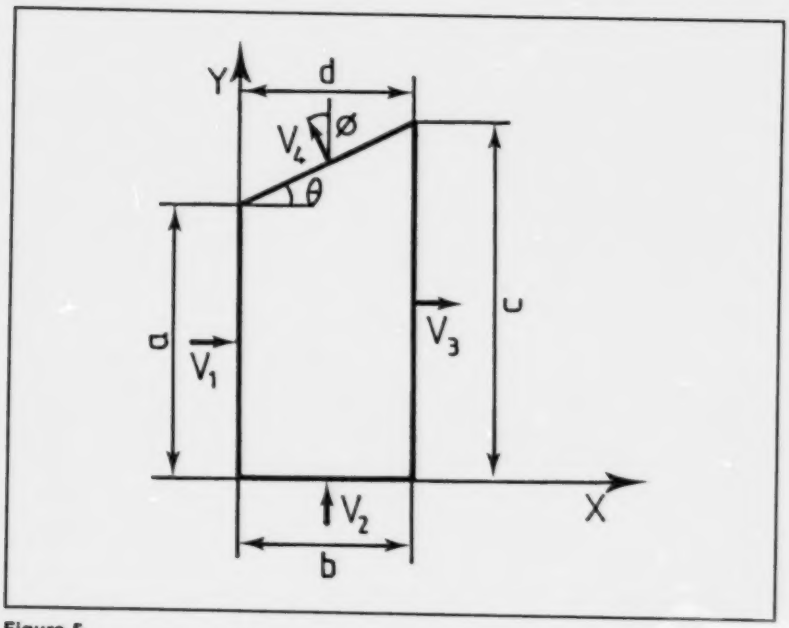


Figure 5
Reference trapezoïdal element in plane strain conditions.

only an other trapezoïdal element which is obtained by a rotation of an angle of 180° *(see figure 6)*. Again the velocity field and the diffe-

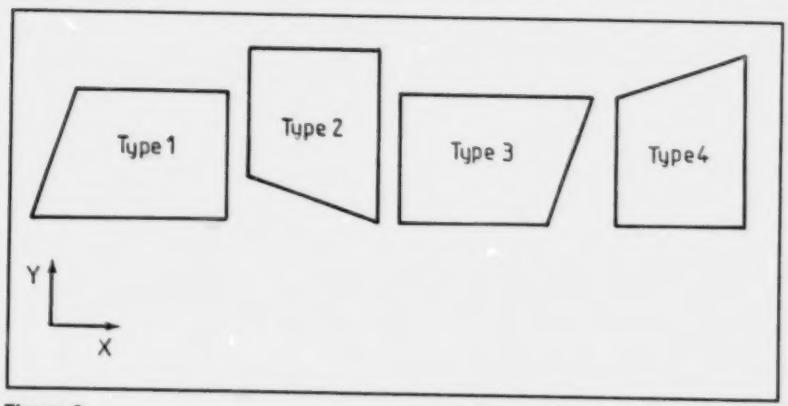


Figure 6
Different trapezoïdal elements in plane strain conditions.

rent dissipated power or frictionnal functions are calculated from the reference ones by multiplication with a rotation matrix.

3.2 Kinematic elements in axisymmetric strains

3.2.1. Rectangular axisymmetric element

The incompressibility and the kinematic conditions at the boundaries give the following velocity field, with the notations defined on *figure 7:*

$$v_r = \frac{V_4 - V_2}{2ar} r_i^2 = V_1 \frac{r_i}{r} + \frac{V_2 - V_4}{2a} \cdot r = K_1 / r + K_2 r \qquad (31)$$

$$v_y = \frac{V_4 - V_2}{a} z + V_2 = 2K_2 + V_2$$

The internal dissipated power is equal to:

$$\dot{W}_i = \frac{2\pi a \sigma_o}{\sqrt{3}} |K_1| \sqrt{1 + 3\left(\frac{K_2}{K_1}\right)^2} - \sqrt{1 + 3\left(\frac{K_2}{K_1}\right)^2}$$

$$+ \log \left(\left(\frac{R_i}{R_e} \right)^2 \left(\frac{-1 + \sqrt{1 + 3r_e^4 (K_2/K_1)^2}}{-1 + \sqrt{1 + 3r_i^4 (K_2/K_1)}} \right) \right)$$

with

$$K_1 = V_1 r_i + \frac{V_4 - V_2}{2a} r_i^2 \quad , \quad K_2 = \frac{V_4 - V_2}{2a} \qquad (32)$$

Equation (32) shows that the internal dissipated power does not depend on a linear function of V_1, V_2, V_4.

Through the calculations of different tangential and assymptotic lines, we can linearize W_i with a small approximation *(see figure 8)*. We use 6 approximated lines:

M_1 and M_2 are horizontal lines tangent to the dissipated power function $\dot{W}_i$ at its minimal values in the planes of V_1 and V_2;

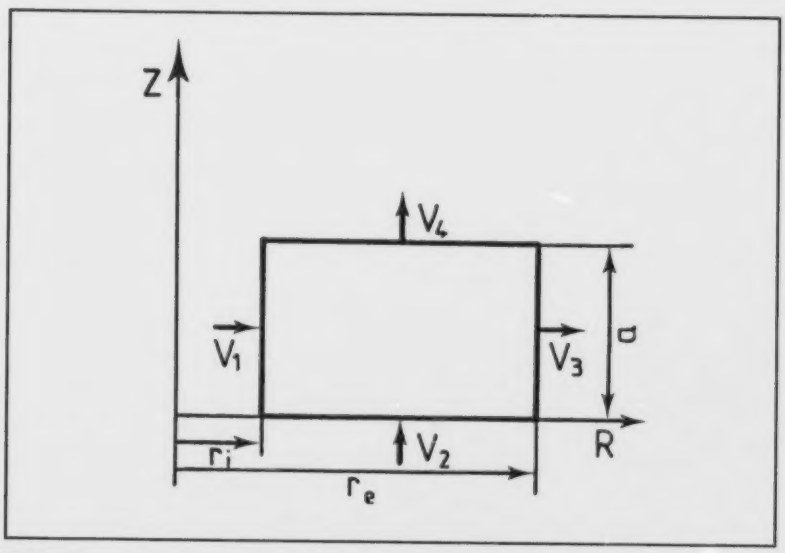


Figure 7
Rectangular element in axisymmetric conditions.

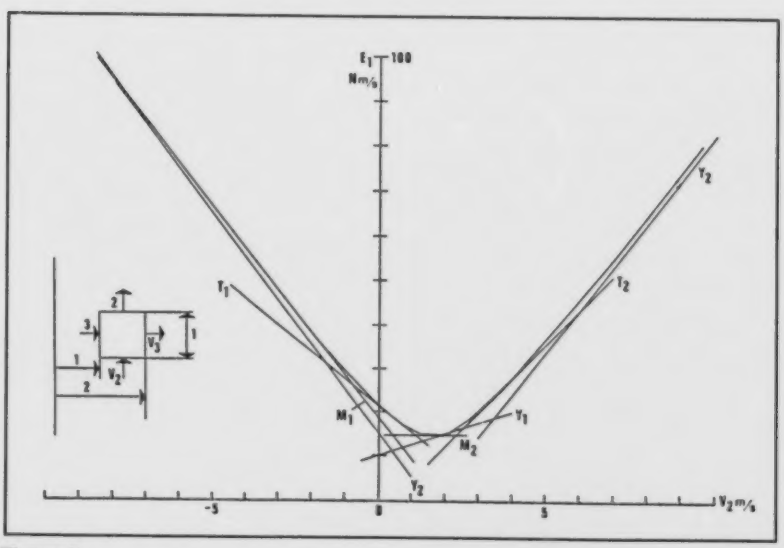


Figure 8
Comparison between internal dissipated power and the approximation lines for the rectangular axissymmetric element.

Y_1 and Y_2 are assymptotic lines to $\mathring{W}_i$ in the planes of respectively V_1 and V_2;

T_1 and T_2 are lines tangent to $\mathring{W}_i$ at points defined by abcisses of intersections of lines Y_1 and Y_2.

With these 6 approximation lines we obtain a linear formulation of the internal dissipated power with less than 5 % of error as shown on *figure 9*.

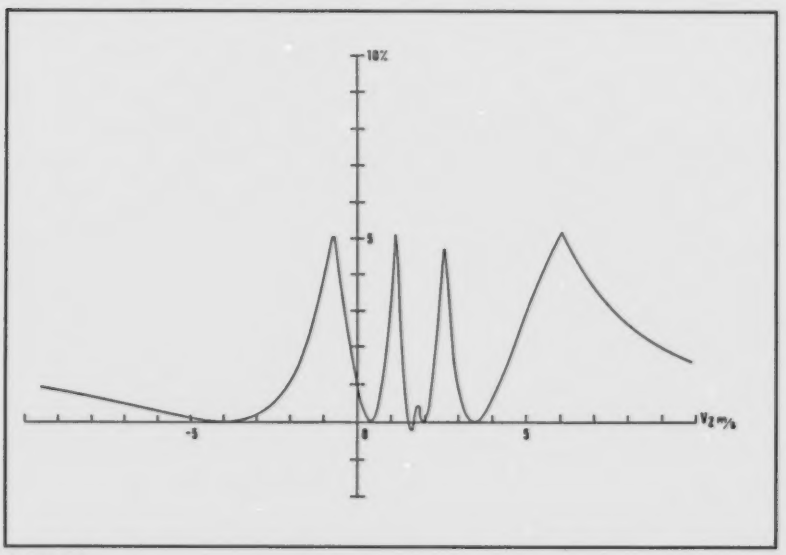


Figure 9
Relative difference between internal dissipated power and the approximation lines for the rectangular axisymmetric element.

In order to verify the accuracy of internal dissipated power approximation, we have tested the kinematic rectangular element in extremum cases *(see figure 10)*.

3.2.2. Triangular axisymmetric elements

Figure 11 shows the reference triangular element.

The velocity field is equal to:

$$v_x = \frac{V_3 r_e}{r_e + r_i} \cdot \frac{r + r_i}{r} \qquad (33)$$

$$V_r = -zV_3 \frac{r_e}{(r_e + r_i)r} + V_2$$

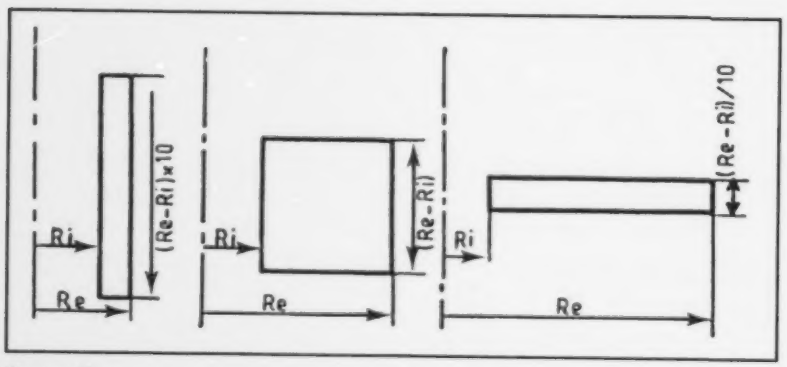


Figure 10
Different types of rectangular axisymmetric elements used to test the accuracy of the linear formulation.

We can obtain the internal dissipated power expression:

$$\mathring{W}_i = \frac{2\sigma_o}{\sqrt{3}} \pi \frac{b}{a} \left[| V_2 - V_4 | \frac{\cos(\theta - \phi)}{\cos\theta} \right] \cdot$$

$$\int_{r_i}^{r_e} \frac{r_i^2 + r_i r + r^2}{r} \left[M\sqrt{1 + M^2} + \log\left(M\sqrt{1 + M^2} \right) \right] dr$$

with

$$M = \frac{a(r - r_i)}{2b\sqrt{r_i^2 + r r_i + r^2}} \quad , \quad b = r_e - r_i$$

This equation is linear in relation to the boundary velocities.

The dissipated power functions at the interfaces are defined by:

$$E_2 = \bar{m}_2 \, k \, \frac{r_e}{r_e + r_i} \, V_3 \, \pi \, (r_e - r_i)(r_e - 3r_i) \qquad (35)$$

for boundary 2 or equivalent ones for boundaries 3 and 4.

Like in the plane-strain case other elements can be defined by rotating the reference triangular one with angles of 90°, 180° and 270°.

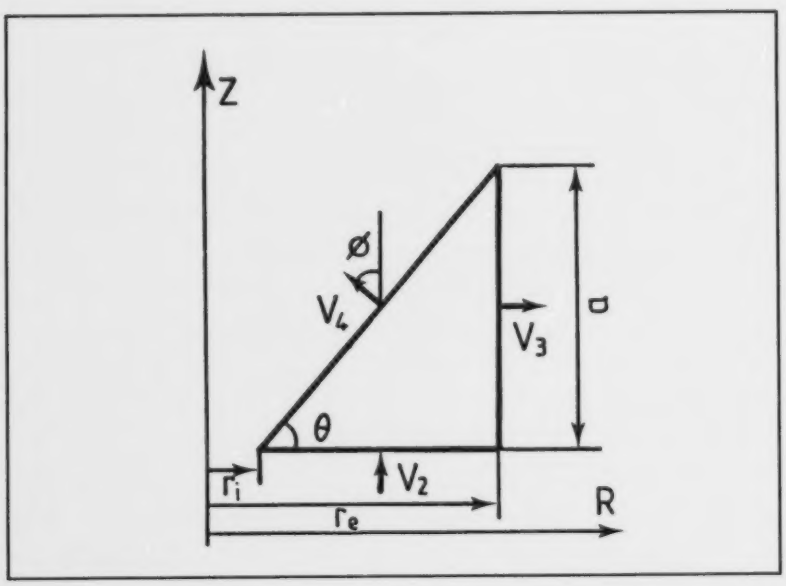


Figure 11
Triangular axisymmetric elements.

3.3 Simplicial formulation

The internal dissipated power has always the following form:

$$\mathring{W}_i = \frac{\sigma_o}{3} \left| f(V_1, V_2, V_4) \right| \tag{36}$$

where f is a linear function in relation to velocities at the boundaries. To eliminate the absolute values, we introduce a subsidiary variable α as

$$\mathring{W}_i = \frac{\sigma_o}{\sqrt{3}} \left[f(V_1, V_2, V_4) + \alpha \right] \tag{37}$$

with the following assumptions:

$$\alpha \geq 0 \text{ if } f(V_1, V_2, V_4) \geq 0 \tag{38}$$

$$a + 2f(V_1, V_2, V_4) \geq 0 \text{ if } f(V_1, V_2, V_4) < 0$$

The economic function which had to be minimized will be the sum of all internal and boundaries dissipated powers for each element.

In has the general form

$$\mathring{W}_T = \sum_{k=1}^{N} C_k \sum_{l=1}^{5} \sum_{j=1,2,4} x_{jl} V_j + \alpha_{lk} \quad (39)$$

where k : the element index
l : the factorization index ($\mathring{W}_i + \mathring{W}_f$)
j : velocity index
C_k : constant coefficient for each element
x_{jl} : velocity coefficient
α_{lk} : subsidiary value

The dissipated power $\mathring{W}_T$ must be minimized with respect of 5 constraints by element. They have the general form:

$$\alpha_k + \sum_{j=1,2,4} 2x_{jl} V_j \geq 0 \quad (40)$$

at which we must add the velocity conditions prescribed by the tool geometry and the flow continuity between contiguous elements.

3.4 Computation of normal stresses on tool surfaces

Let a volume V_1 be a part of a workpiece at one step during the forging. V_1 is delimited by a free surface S_0 or at least a surface where the normal stress is known, by an interface with tools S_1 and by a face S_2 belonging to one or more kinematic elements *(figure 12)* We suppose that the velocity field has been optimized during the preceding computations. We assume that the stress field in the neighbourhood of surface S_2 is constant and there are only normal stresses σ_1 and σ_2. Following the theorem of maximum work dissipation we can then write:

$$\mathring{W}_i + \int_{S_1} \overline{m}k\, t_i v\, dS_1 = \int_{S_1} t\overline{v}\, dS_1 + \int_{S_2} t\, v\, dS_2 \geq \ldots \quad (41)$$

$$\ldots \geq \int_{S_1} t^* \overline{v}\, dS_1 + \int_{S_2} t^*\, v\, dS_2$$

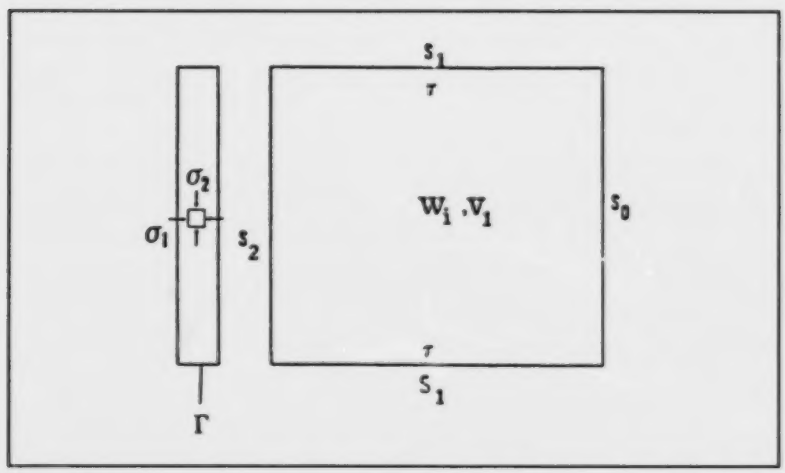


Figure 12
Description of the state of stresses in a slab near the face S_2.

where v^* is the kinematically admissible velocity vector,
t the associated stress vector,
t^* the statically admissible stress vector,
t_n the tangential component of the stress vector
$\bar{v}$ is the specified velocity

The left-hand side of equation (41) is defined from the kinematic approach. Assuming that t^* on S_1 varies linearly from one face S_2 to another one, we can then calculate t^* on S_2 (which is equivalent to σ_1).

Unfortunately as v^* on S_2 is defined by the kinematic approach, we cannot use the lower-bound theorem.

Nevertheless the advantage of this solution is that the description of normal stress on tool surfaces is compatible with the forging force derived from the kinematic approach.

4. Application of the kinematic elements method to metal forming processes

4.1 Application to plane-strain processes

4.1.1 Backward extrusion in plane strain

The following test has been chosen to study the accuracy of the triangular kinematic element and also the prediction of dead zone formation.

Biwas and Vidyasagar [31] have simulated the backward extrusion process with a plasticine model. The deformation of the material is revealed by a square grid stamped on a central plane of flow before extrusion.

The initial dimensions of the workpiece *(figure 13)* are:

H_o = 30 mm
$2W_e$ = 13.40 mm
$2W_c$ = 53.40 mm
α = 10°

the coefficient of friction is equal to 0.2 for punch and die.

One can notice three different fields of flow pattern on the cross section. The flow is mainly lateral in zone I. Its direction

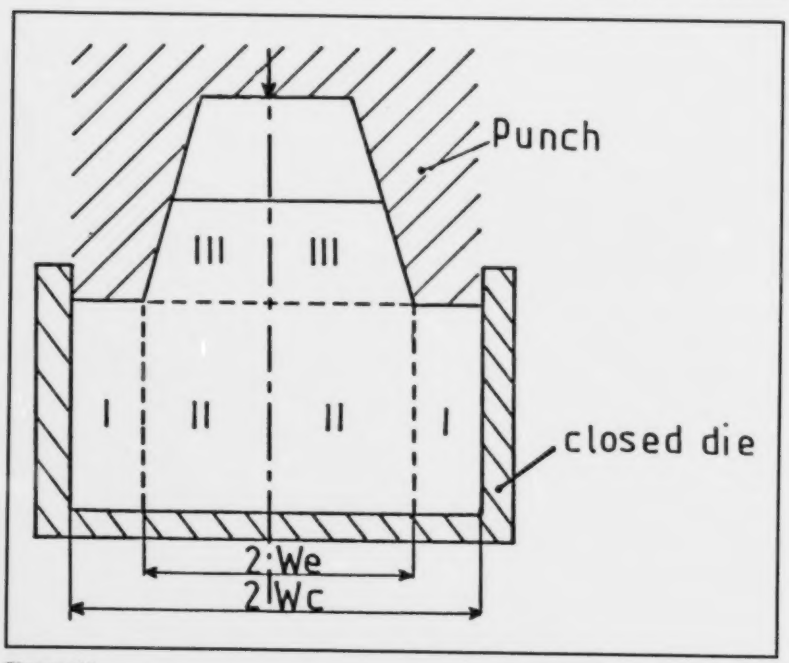


Figure 13
Bachward extrusion problem in plane strain.

changes near zone II. The angular variation of the grid's element demonstrates the presence of a shear plane which disappears along the symmetrical axis. In zone III a shearing effect is also observed.

The mesh has been specially defined to display a dead metal zone at the bottom of the die. *Figure 14* shows the initial flow pattern. The arrows indicate the calculated velocity in the middle of an element. *Figure 15* shows the flow pattern after a punch stroke of 5 millimeters.

This prediction has been closely confirmed by a plasticine experiment [31]. It is worthwile to note that the workpiece division affects the apparition of the dead metal zone.

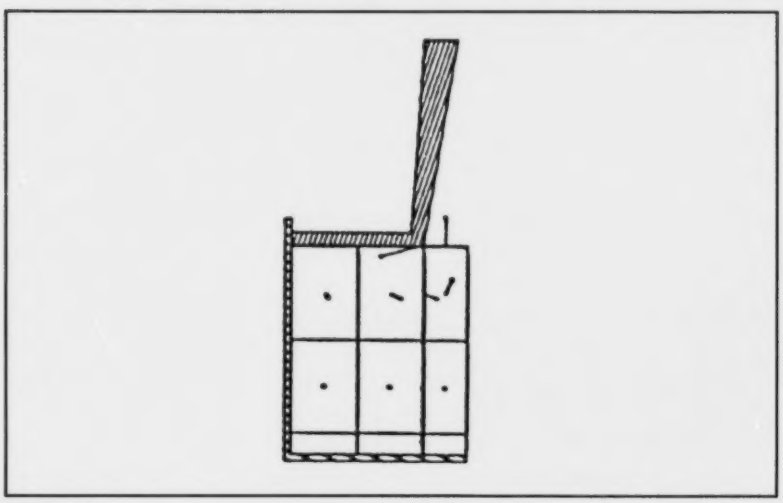


Figure 14
Initial flow pattern.

4.1.2 Forging of a rib in plane-strain

This test has been defined from a study made by Lyapunov and Kobayaski [32]. The experience has been conducted using plasticine at ambient temperature. The moving tool velocity is low (1.27 mm/mn); the friction coefficient on the tools $\bar{m}$ is equal to 0.3; the geometry of the dies is defined on *figure 16*.

Figure 17 shows four steps of the forging computerized with GALOPIN and three experimental velocity fields showing a good accordance with the theoretical ones.

On the last predicted step one can see the effect of the automatic remeshing of GALOPIN which is needed when the plastic de-

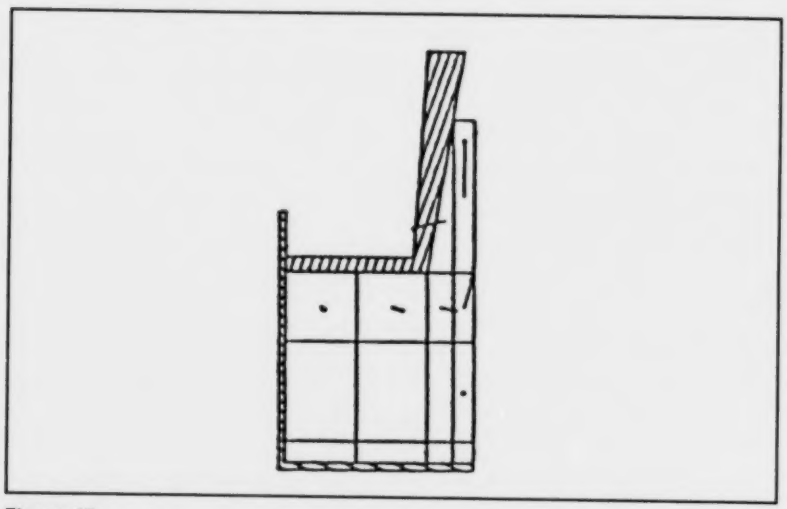


Figure 15
Flow pattern for a punch stroke of 5 mm.

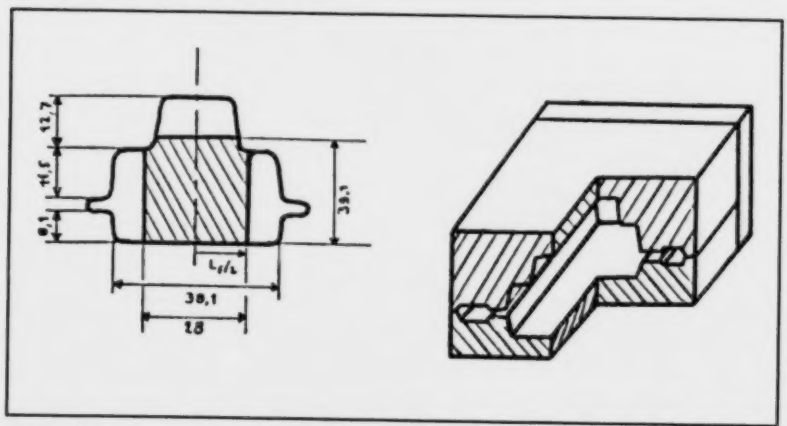


Figure 16
Forging of a rib in plane strain conditions.

formation of the workpiece produces new contact areas with tools.

Figure 18 shows the evolution of the height and the width of the workpiece as predicted by GALOPIN and as observed experimentally. The general evolution is really well predicted but one can see that the real flow is much more progressive than the theoretical one.

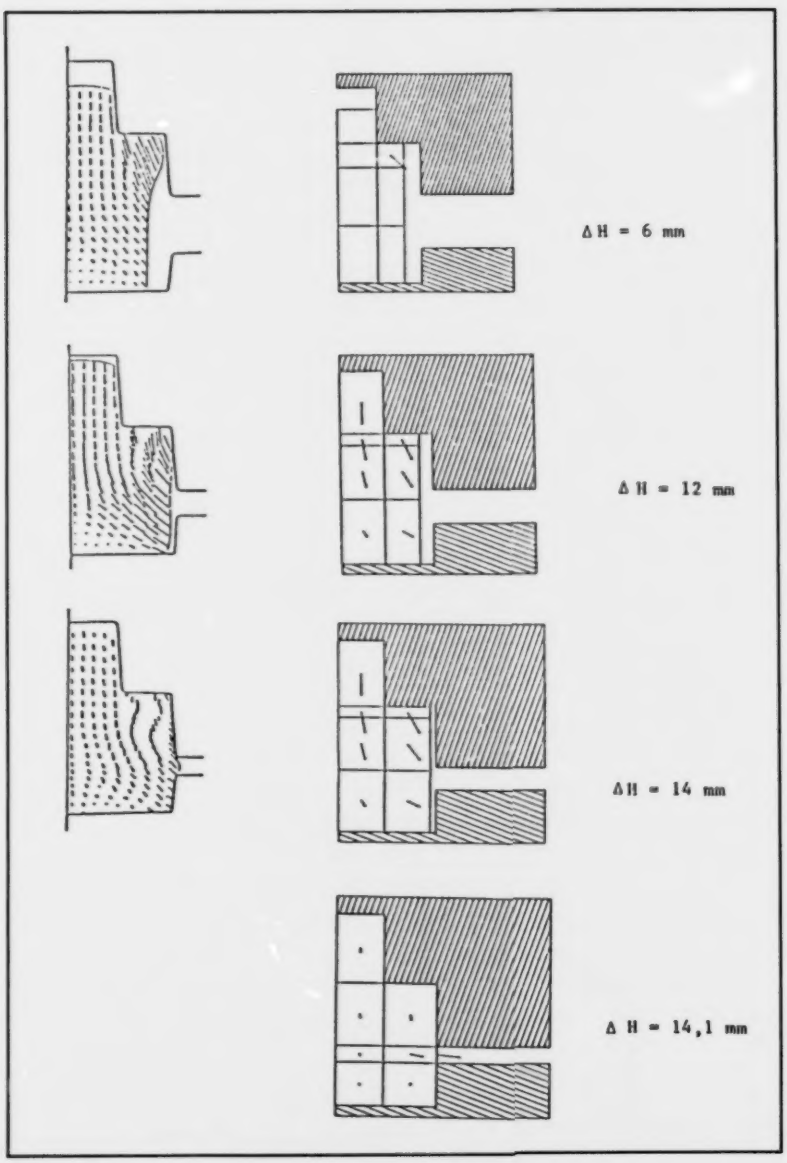


Figure 17
Flow patterns measured and calculated during the forging of a rib in plane strain conditions (comparison between numerical results and experiments).

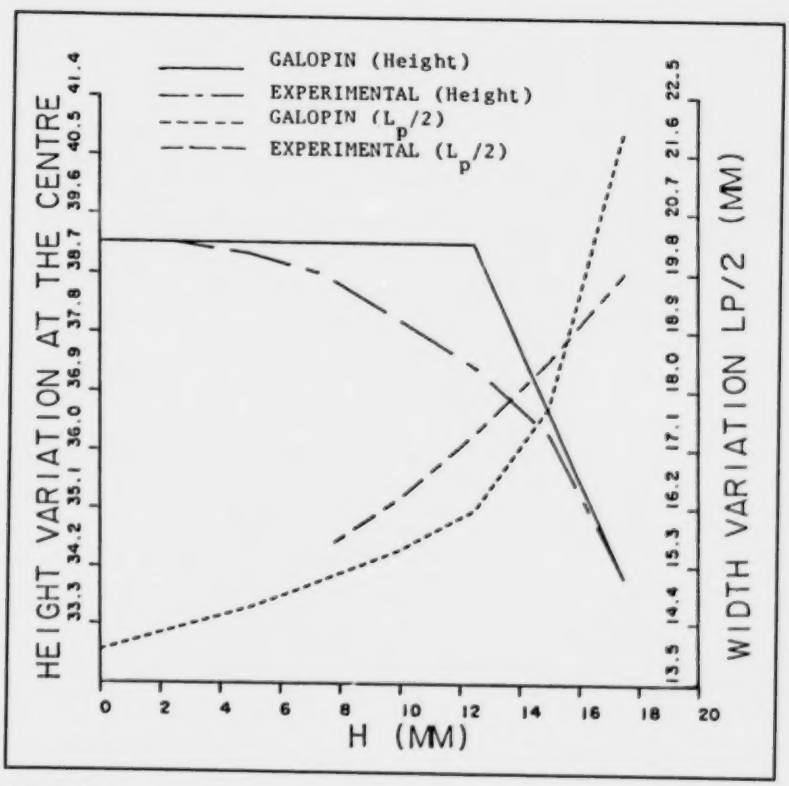


Figure 18
Height and width evolution of the workpiece during the forging of a rib in plane strain conditions.

4.1.3 Forging of a square product

This test has been studied from experimental results obtained by Mamalis [33] during the closed-die forging of rectangular billets with diamond-shaped dies. The study has been made for the specimen 4 for which velocity fields are defined at three stages. Section of the specimen is 43 x 43 mm and length is of 100 mm. The state of plane-strain is obtained by keeping the length of the specimen constant during the forging with Perspex plates (material is plasticine forged at room temperature). The angle of dies is 90°. The friction coefficient $\bar{m}$ is taken equal to 0.3.

Figure 19 shows the evolution of the forging force. For small displacements there are discrepancies between experimental and theoretical values. But it seems that theoretical values are more likely as refering to the evolution of contact surface between tool and workpiece. The influence of sticking between plasticine and perspex plates at end faces may have produced the reported differences.

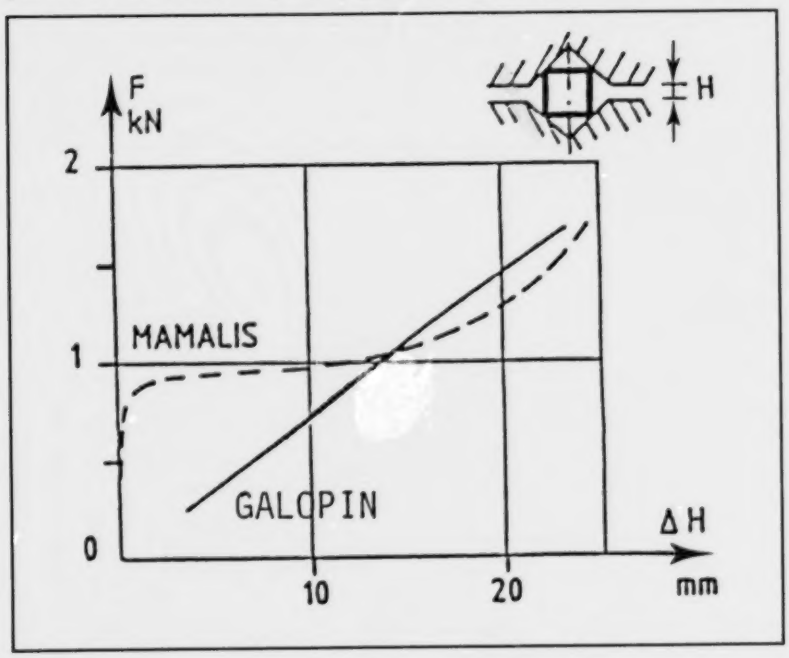


Figure 19
Forging force during the forging of a square piece.

Figure 20 shows a comparison of experimental and theoretical velocity fields for three intermediate positions. It is interesting to note that the prediction of the flow pattern is quite realistic. Particularly the description of the size of the rigid zone is very close the measured on.

4.2 Application to axisymmetric processes

In order to study the accuracy of GALOPIN'S predicted solution we have studied the closed die forging problem presented by T. Altan in [34].

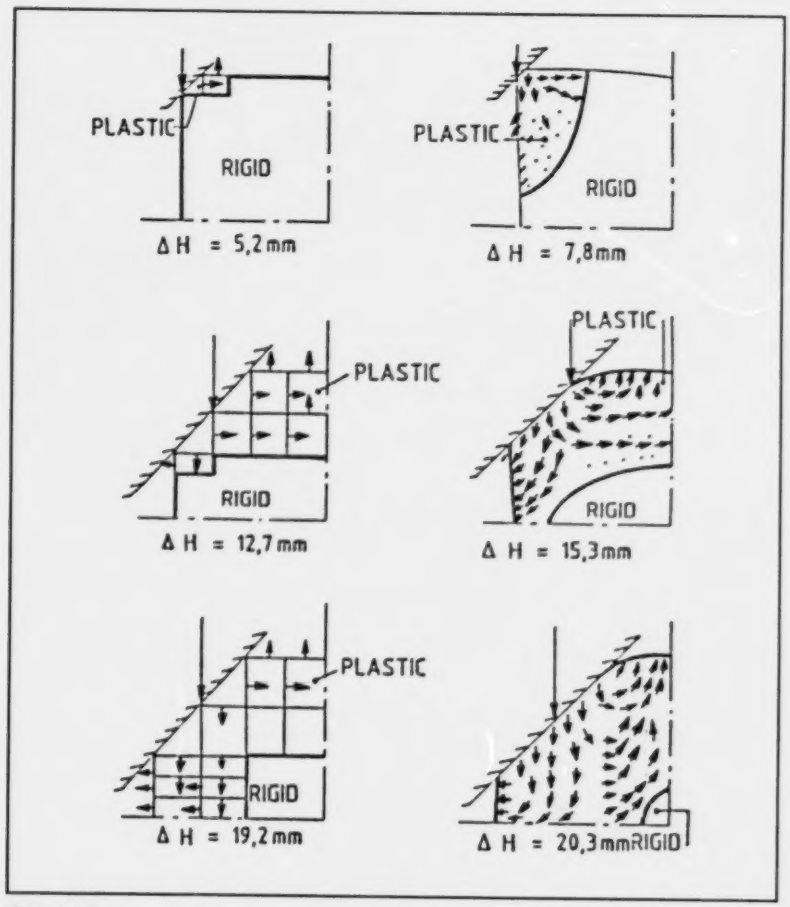


Figure 20
Flow pattern during the forging of a square piece.

This forging was conducted with the following experimental conditions:

— initial billet dimensions: 762 mm in diameter and 42.93 mm in height;

— material: lead;

— down stroke velocity 33.87 mm/s;

— forging at ambiant temperature with lubricant with — dies as depicted on *figure 19*.

We have estimated the flow strenght of lead at 50 MPa and the friction coefficient $\bar{m}$ at 0.1.

GALOPIN has been used to calculate the forging force *(figure 21)* and the evolution of the workpiece dimensions *(figure 22)*. On these two figures one can found a really good accordance between the theoretical and the experimental values. It is worthwile to note that small increments of displacements have been used to calculate this forging. This is a condition to obtain accurate predictions of the workpiece dimensions.

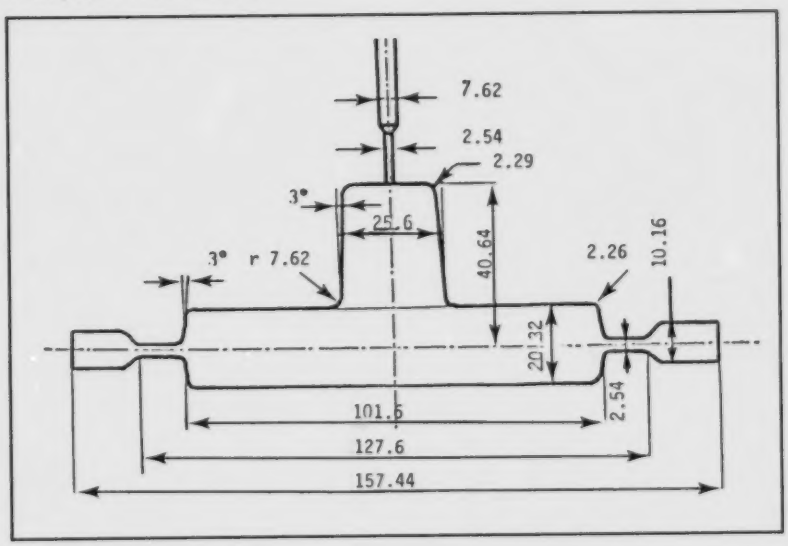


Figure 21
Description of Altan [34] test: closed die forging.

5. Formulation of the finite element method for the elastic-plastic behaviour

5.1 Incremental equilibrium equations.

We have seen previously that the principle of virtual work can be expressed as (4) on the deformed configuration, and we have the intention to proceed in an updated Lagrangian manner. Following the equilibrium equation given by Hill [18], the equilibrium of the body can be also expressed by the virtual work equation, expressed on the configuration at the start of an increment between t and $t + \Delta t$:

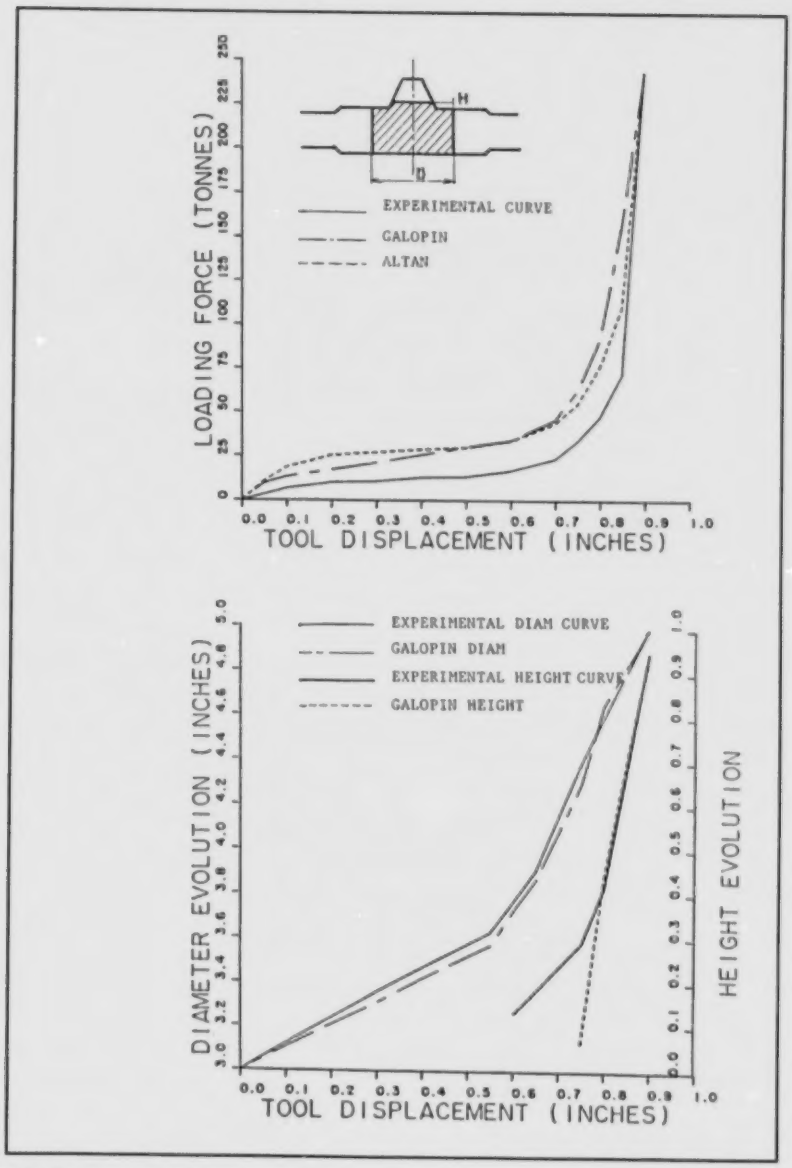


Figure 22
Forging load curves (fig. 22a) and evolution of geometrical dimensions (fig. 22b).

$$\int_{\Omega} T : F^{*} dV - \int_{\Gamma_{\sigma}} \bar{t} u^{*} dS = 0 \qquad (42)$$

where T is the first Piola Kirchoff stress tensor and F^{*} is the gradient of the virtual displacement field plus identity tensor:

$$F^{*} = \frac{\partial (x^{n} + u^{*})}{\partial x} = I + \frac{\partial u^{*}}{\partial x^{n}} , \qquad (43)$$

the superscript n denotes the field variables at time t.

The virtual work equation is written in Lagrangian manner at the end of the increment as:

$$\int_{\Omega} (T + \Delta T) : F^{*} dV - \int_{\Gamma_{\sigma}} (\bar{t} + \Delta \bar{t}) : u^{*} dS = 0 \qquad (44)$$

where ΔT denote the increment of the first Piola-Kirchoof stress tensor related to the Cauchy stress tensor by:

$$T + \Delta T = J \sigma^{n+1} F^{-T} \qquad (45)$$

where the superscript, n+1 denotes the value of σ at time t + Δt, F is the incremental gradient of deformation between time t and t + Δt ($F = \partial x^{n+1} / \partial x^{n}$) and J is the determinant of F, J = det F.

In the same manner, if S is the second Piola-Kirchoff stress tensor, we have

$$T + \Delta T = F (S + \Delta S)$$

As a consequence, equation (44) can be written as

$$\int_{\Omega} (S + \Delta S) : F^{T} F^{*} dV - \int_{\Gamma_{\sigma}} (\bar{t} + \Delta \bar{t}) : u^{*} dS = 0 \qquad (46)$$

which is equivalent to

$$\int_{\Omega} (S + \Delta S) : \frac{1}{2} (F^{T} F^{*} + F^{*T} F) dV - \ldots \qquad (47)$$

$$\ldots - \int_{\Gamma_{\sigma}} (\bar{t} + \Delta \bar{t}) : u^{*} dS = 0$$

Equation (47) expresses the equilibrium of the body at time t + Δt corresponding to the end of the increment. Nagtegaal [35] has found a similar form.

Equation (47) can be used to solve the incremental problem between $t + \Delta t$ but another way is frequently used in finite element approximation, starting from the rate form of equation (42)

$$\int_{\Omega} \dot{T} : L^* dV - \int_{\Gamma_\sigma} \dot{\vec{t}} v^* dS = 0$$

where $L^* = \dfrac{\partial v^*}{\partial x^*}$

and $\dot{T} = (FS)^* = \dot{F}S + F\dot{S} = LS + \dot{S}$

thus we obtain

$$\int_{\Omega} (\dot{S} : D^* + S : LL^*) dV - \int_{\Gamma_\sigma} \dot{\vec{t}} v^* dS = 0 \qquad (48)$$

Equation (48) does not correspond exactly to the difference between equation (47) and equation (42) as second order terms are neglected in such a formulation.

So, it is more consistent with large strains to take directly equation (47) as the equation to solve, and to apply a full Newton or a Newton Raphson method.

Let us call R(u) the functional form

$$R(u) = \int_{\Omega} (S + \Delta S) : \frac{1}{2}(F^T F^* + F^{*T} F) dV - \ldots \qquad (49)$$

$$\ldots - \int_{\Gamma_\sigma} (\vec{t} + \Delta \vec{t}) u^* dS$$

the Newton-Raphson method is easily expressed as:

$$\frac{\partial R(u^{(i-1)})}{\partial u^{(i-1)}} \Delta u^{(i)} + R(u^{(i-1)}) = 0 \qquad (50)$$

where $\dfrac{\partial R(u^{(i-1)})}{\partial u^{(i-1)}} = \dfrac{\partial R}{\partial u}\Big|_{u^{(i-1)}}$

is the tangent stiffness matrix, and the displacement field is uptaded with the following equation:

$$u^{(i)} = u^{(i-1)} + \Delta u^{(i)} \qquad (51)$$

In the present case, the nonlinearities are due to geometric transformations and material nonlinear behaviour.

The tangent stiffness matrix, which depends on u can be expressed as

$$K = \int_{\Omega} \frac{\partial(\Delta S)}{\partial(\nabla u)} : \frac{1}{2} \left(F^{T} F^{*} + F^{*T} F \right) dV + \ldots \tag{52}$$

$$\ldots + \int_{\Omega} (S + \Delta S) : \frac{1}{2} \frac{\partial}{\partial \nabla u} \left(F^{T} F^{*} + F^{T} F \right) dV$$

where $F^{*} = I + \nabla u^{*}$, u^{*} is the virtual displacement field which satisfies the boundary conditions on Γ_{u}.

5.2 Nonlinear constitutive equations

The constitutive equations in time independent or rate dependent plasticity are generally formulated in a rate form, and they are written as:

$$\frac{D\sigma}{Dt} = M : D \tag{53}$$

where M is the material constitutive tensor, D is the strain rate tensor ($D = L^{S} = 1/2(L + L^{T})$) and $D\sigma/Dt$ is an objective derivative et σ. It is convenient to replace σ by τ where τ is the Kirchhoff stress tensor, particularly in incompressible plasticity and we write

$$\frac{D\tau}{Dt} = C : D \tag{54}$$

it is easy to see that

$$M = C + \tau \otimes I \tag{55}$$

where I is the second order unit tensor. Due to the term $\tau \otimes I$ it is clear that if C is a symmetric tensor M is unsymmetric.

The objective derivative choosen here is the convective contraviant derivative of τ expressed as

$$\overset{\Delta}{\tau} = F \frac{d}{dt} \left(F^{-1} \tau F^{-T} \right) F^{T} \tag{56}$$

relatively to the updated configuration at time t.

5.2.1 Elastic-plastic constitutive equations

In the theoretical and computational litterature an additive decomposition of spatial rate of deformation

$$D = D^e + D^p$$

has been frequently used, in this paper we adopt this hypothesis.

The set of evolution equations have the following form:

$$\frac{\Delta}{\tau} = C^e : D^e = C^{ep} : (D - D^p) \qquad (57)$$

where

$$C^e = K(I \otimes I) + 2G\left(II - \frac{1}{3} I \otimes I\right)$$

and $D^p = \lambda n$ (58)

$f(\tau, g(\varepsilon^p))$ is the classical Von Mises yield function

$$f(\tau, g(\varepsilon^p)) = \|s\| - \frac{2}{3} g(\varepsilon^p) \qquad (59)$$

$$s = \tau - \frac{1}{3} \operatorname{tr} \tau \, I$$

and $n = s / \|s\|$

5.2.2 Elastic-viscoplastic constitutive equations

The elastic-viscoplastic constitutive equations have the same structure than in the elastic-plastic case, but the viscoplastic strain-rate is time dependent, and we have

$$D^p = \dot{\gamma} \frac{\partial \phi}{\partial \sigma} \qquad (60)$$

where $\dot{\gamma}$ is a function of the effective or equivalent strain-rate see Gelin [3,6]. Generally $\dot{\gamma}$ is a function of the internal variables defining the system at time t, such that:

$$\dot{\gamma} = \dot{\gamma}(g, \dot{\alpha}) \qquad (61)$$

where g is the flow strenght of the material and $\dot{\alpha}$ is the effective plastic strain rate or rate of hardening. A very useful constitutive function is the power law function describing the multiplicative hardening viscosity effects.

$$\dot{\alpha} = \dot{\alpha}_o \left(\frac{g(\alpha)}{g_o(\alpha)}\right)^{1/m} \tag{62}$$

where $g_o(\alpha)$ is the flow strength of the material and m is the strain rate sensivity exponent. If ϕ is a function of $J_2' = 1/2\ s : s$ such as $\phi = (3\ J_2')^{1/2}$ we have immediately:

$$D^p = \dot{\gamma}\ \frac{3s}{2\bar{\sigma}}$$

and it results

$$\dot{\alpha} = \dot{\gamma}\ \frac{2}{3}\ \frac{3s}{2\bar{\sigma}} : \frac{3s}{2\bar{\sigma}}\Big)^{1/2} = \dot{\gamma} \tag{63}$$

6. Computation of stresses and internal parameters

In this part, we describe some tools to compute the Cauchy stress tensor at the end of a loading increment. The simple sommation $\sigma + \Delta\sigma$ is invalid procedure to take into account this change of the reference configuration.

Let us define an intermediate integration configuration, following the work of Hughes and Winget [36], Pinsky, Ortiz and Pister [37], Gelin and Picart [24]

$$x^{n+\alpha} \quad (1 - \alpha)\ x^n + \alpha x^{n+1} \tag{64}$$

where α is an integration parameter selected in the range $0 \leq \alpha \leq 1$. For $\alpha = 0$, the integration scheme is fully implicit, $x^{n+\alpha}$ represents the position of a point M in the body at time $t + \Delta t$.

In classical large strain elastic-plastic problems, three conditions must be satisfied:

i) if the body is subjected to a rigid body motion between t and $t + \Delta t$, the stress increment is equal to zero, the stress tensor σ^n is transformed as $\sigma^{n+1} = Q\sigma^n Q^T$ where Q is an orthogonal tensor;

ii) if the body is subjected to a pure deformation, the spin induced by the motion is equal to zero;

iii) if the stress state at time t is such that $f(\sigma^n)=0$, where f is the plastic yield function, and if plastic loading occurs during the time step, were have to satisfy $f(\sigma^{n+1})=0$.

The first two conditions are called the incremental objectivity conditions, and the third condition is called the consistency condition.

Introducing the convective transformation, which is consistent with the definition of convective stress rate we can write:

$$t^{n+1} = F\tau^{n}F^{T} + F_{\alpha}(\Delta\tau)^{n+\alpha}F_{\alpha}^{T} \qquad (65)$$

where F is the incremental gradient of deformation between the configuration at time t and the configuration at time $t + \Delta t$, F_α is the intermediate incremental gradient of deformation between the intermediate configuration and the configuration at time $t + \Delta t$, $(\Delta\tau)^{n+\alpha}$ is the increment of stress calculated in using equation (57) with the mid-point integration rule. It is easy to establish the following relation:

$$F_{\alpha} = [(1-\alpha)I + \alpha F]^{-1}F \qquad (66)$$

$$\text{where } F = \frac{\partial x^{n+1}}{\partial x^{n}} = I + \frac{\partial u}{\partial x^{n}} = I + \nabla u$$

The strain rate increment relatively to the intermediate configuration is immediatly given by:

$$\Delta D = \frac{\partial u}{\partial x^{n+\alpha}} \qquad (67)$$

$$\Delta D = \{[(1-\alpha)I + \alpha F]^{-1}(F - I)\}^{s}$$

It is easy to see that if the body is subjected to a rigid body motion, the increment of strain rate is equal to zero and the stress tensor is updated as.

$$\tau^{n+1} = Q\tau^{n}Q^{T}$$

so that condition (i) is satisfied.

Following the work of Hughes and Winget [36] , Gelin [23], it can be shown that condition (ii) is satisfied only if $\alpha = 1/2$, it results from some calculations to identify $\Delta\omega^{n+\alpha}$ with zero when F=S (S symmetric definite positive tensor).

At this point it can be shown that equation (65) cannot be solved directly if we have no subsidiary condition. This condition is provided by the fact that in elastic-plastic calculations, the increment of

plastic effective strain is uniquely determined by a scalar equation (the equivalent plastic strain is the only variable for isotropic hardening).

One can apply a generalized version of the radial return algorithm, see Schreyer, Kulak and Kramer [38], and more recently Simo and Taylor [39], Simo and Ortiz [40].

The elastic prediction concerning the stress tensor at time $t + \Delta t$ is given by:

$$\tau_e^{n+1} = F\tau^n F^T + F_u C^e : \Delta D F_u^T \qquad (68)$$

where C^e is the fourth order elastic tensor.

The deviatoric stress tensor is immediatly given by

$$s_e^{n+1} = \tau_e^{n+1} - \frac{1}{3} \operatorname{tr} \tau_e^{n+1} \cdot I \qquad (69)$$

To enforce the consistency condition at time $t + \Delta t$, it is necessary to define the yield surface at time $t + \Delta t$ and hence to determine the hardening parameter $\varepsilon^{p^{n+1}}$ corresponding to the end of the time step.

Equations (58) and (59) immediatly gives:

$$\varepsilon^{p^{n+1}} = \varepsilon^{p^n} + \int_t^{t+\Delta t} \sqrt{\frac{2}{3}} \, (D^p : D^p)^{1/2} \, dt \qquad (70)$$

thus

$$\varepsilon^{p^{n+1}} = \varepsilon^{p^n} + \sqrt{\frac{2}{3}} \, \lambda \Delta t = \varepsilon^{p^n} + \sqrt{\frac{2}{3}} \, \Delta\lambda$$

in using a mid-point integration rule over the time step.

The condition to satisfy at the end of the time step is

$$f (\tau^{n+1} , g^{n+1}) = 0 \qquad (71)$$

and a local Newton method can by applied

$$\frac{\partial f}{\partial \tau^{n+1}} : \Delta\tau^{n+1} + \frac{\partial f}{\partial g^{n+1}} \, \Delta g^{n+1} + f (\tau^{n+1} , g^{n+1}) = 0 \qquad (72)$$

Equation (72) leads to an equation to solve iteratively

$$\Delta\lambda^{(i)} = \frac{[\, f(\tau^{n+1}, g^{n+1})]^{(i)}}{\left[\frac{\partial f}{\partial \tau^{n+1}} : C^e : \frac{\partial f}{\partial \tau^{n+1}} + \frac{\partial g}{\partial \varepsilon^{p\,n+1}} \right]^{(i)}} \qquad (73)$$

and the stress tensor is updated as follow

$$\tau^{n+1(i)} + \tau^{n+1(i-1)} - F_n [\, C^e : D^{p(i)}]\, F_n^T \qquad (74)$$

In most pratical cases the solution of equation (73) takes no more than 2 or 3 iterations.

As remarked by Nagtegaal [35], Simo and Taylor [39], the elastic-plastic operator associated with such a predictor-corrector algorithm is given by

$$C^{ep} = KI \otimes I + 2G\beta_1 [\, II - \frac{1}{3} I \otimes I\,] - 2G\beta_2\, n \otimes n \qquad (75)$$

where

$$\beta_1 = \sqrt{\frac{2}{3}}\, \frac{g(\varepsilon^{p\,n+1})}{\| s_n^{n+1} \|} \qquad (76a)$$

and

$$\beta_2 = \frac{1}{1 + \dfrac{g'(\varepsilon^{p})^{n+1}}{3G}} - (1 - \beta_1) \qquad (76b)$$

Expression (75) have to be compared with the classical elastic-plastic tangent operator obtained from the consistency condition $f=0$. We observe that the shear modulus G entering in the algorithm is scaled down by a factor β_1 given by relation (76a).

7. Contact and friction problems

The effects of friction can be very important in many metal forming problems and many manufacturing processes use lubricants to try to reduce the friction between the die and the workpiece. The mechanics of lubrication are very complicated and numerical models for these problems are severely lacking. Oden and Martins [41] in an important review paper present an excellent discussion of friction and lubrication. They identify three different lubrication regimes:

Type I — Quasi-static dry friction
Type II — Dynamic, sliding friction
Type III — Wear and plowing

This presentation is essentially concerned with quasi-static dry friction which is the most adequate for our present purpose. It supposes that metallic surfaces in contact are pressed slowly together and are in static equilibrium or are slowly displaced relative one to another.

Only the contact between one deformable body and a rigid surface is considered as it is shown in *figure 23.* The rigid bodies, which are named contactors are assumed to be flat, and constitued of a sequence of surfaces inclined at an angle θ to the x coordinates axis.

We shall note Γ_c the candidate surface contact and we suppose that the body may come in contact with the flat surface of the contactor. The position of a point on the surface of the body at the time t_n is denoted by x^n and x^{n+1} is the position of the same point at time $t_n + \Delta t = t_{n+1}$. As indicated on *figure 23* contact has occured for the point and x^c is the position of the point on the rigid surface at which contact first occurs.

The incremental displacement for the time step is:

$$\Delta u = x^{n+1} - x^n \tag{77}$$

Denote by η the portion of the displacement increment which gives first contact. Then:

$$x^c = x^n + \eta \Delta u \tag{78}$$

and the generalized contact strains are defined by

$$\epsilon = -(1 - \eta)\Delta u \cdot n \tag{79}$$

$$\gamma = -(1 - \eta)\Delta u \cdot t. \tag{80}$$

where n is unit normal and t the unit tangent to the contactor oriented as shown in *figure 23*, ϵ is the normal strain and γ is the sliding strain.

The contact constraint requires the inequality

$$\epsilon \leq 0 \tag{81}$$

to be satisfied for all points on the surface of the body.

For simplicity only a Coulomb (dry friction) model is considered and we use a Lagrange multiplier method to enforce the contact condition (Coulomb condition)

$$S \leq \mu N \tag{82}$$

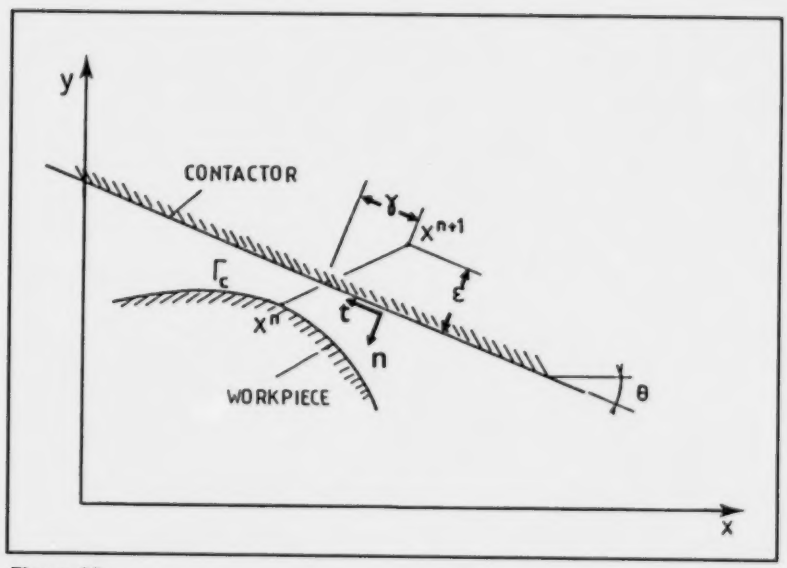


Figure 23
Geometry and notations for the contact and friction problem.

where N is the resultant of the normal traction vector over some area on Γ_c, μ is the coefficient of friction and S represents the resultant of the tangential component of the surface traction t. The constraint, equation (82), is accomplished by assuming a functional form for S that gives qualitative agreement with the experimental observations, as Taylor [29], Taylor and Becker [30] reported

$$S = \frac{2\mu N}{\pi} \tan^{-1}\left(\gamma/\gamma^*\right) \qquad (83)$$

The parameter γ^* is a weighting parameter which can be chosen equals to 0.1mm in most of the applications. If the value of γ^* is too important the details to the frictional stresses at small displacements are smoothed, but for a problem with very large sliding motions these small displacements are probably not of much importance.

8. Numerical application of large strains elastic-plastic finite element method to metal forming processes

In order to test our program A.S.T.R.I.D., we have realized some classical benchmark problems and industrial applications. Now, we discuss the tests and results obtained.

8.1 Compression of a ring

The solution of the problem of compression of a ring was presented by numerous authors, see for example Hartley, Sturgess and Rowe [42].

They gave an elastic-plastic rate independent finite element solution and describe a method to take into account friction at die/workpiece interface. The problem geometry is represented in *figure 24a*, the initial inner radius of the ring is 3mm, the initial outer radius of the ring is equal to 6mm and the initial height is equal to 4mm. The material behaviour employed is represented in *figure 24c*. We assume a constant Coulomb friction factor equal to 0.5 between the die and the workpiece. Due to symmetry only a quarter of the specimen is meshed as represented in *figure 24b*.

Figure 25a shows the deformed mesh after 5 percent of reduction in height and *figure 25b* shows the deformed mesh after 50 percent of reduction in height.

We found with our model the classical result in such a test. For a relatively hight friction coefficient the inner radius begins to increase, then after a certain level in height reduction decreases. It is clearly evident in *figure 26* that represents the evolution of the displacement of the node on the inner radius versus the displacement of the upper face of the specimen. The loading curve is represented in *figure 27* and it agrees well with exterimental results found in the literature, see Baqué, Felder, Hyafil and Descatha [43]. The distribution of effective plastic strain clearly shows the zones of maximum deformation near the axis of the specimen, the zone under the die being not very deformed.

8.2 Crushing of a ring

The analysis of the crushing of a ring is shown in *figure 28*, a comparable numerical test have been made by Taylor [29].

The ring is assumed to be in a state of plane strain, due to symmetry only a quarter of the ring is meshed, *figure 29a*, the material properties used for the computations are shown in *figure 29b*. The analysis was performed in a total of 80 load steps.

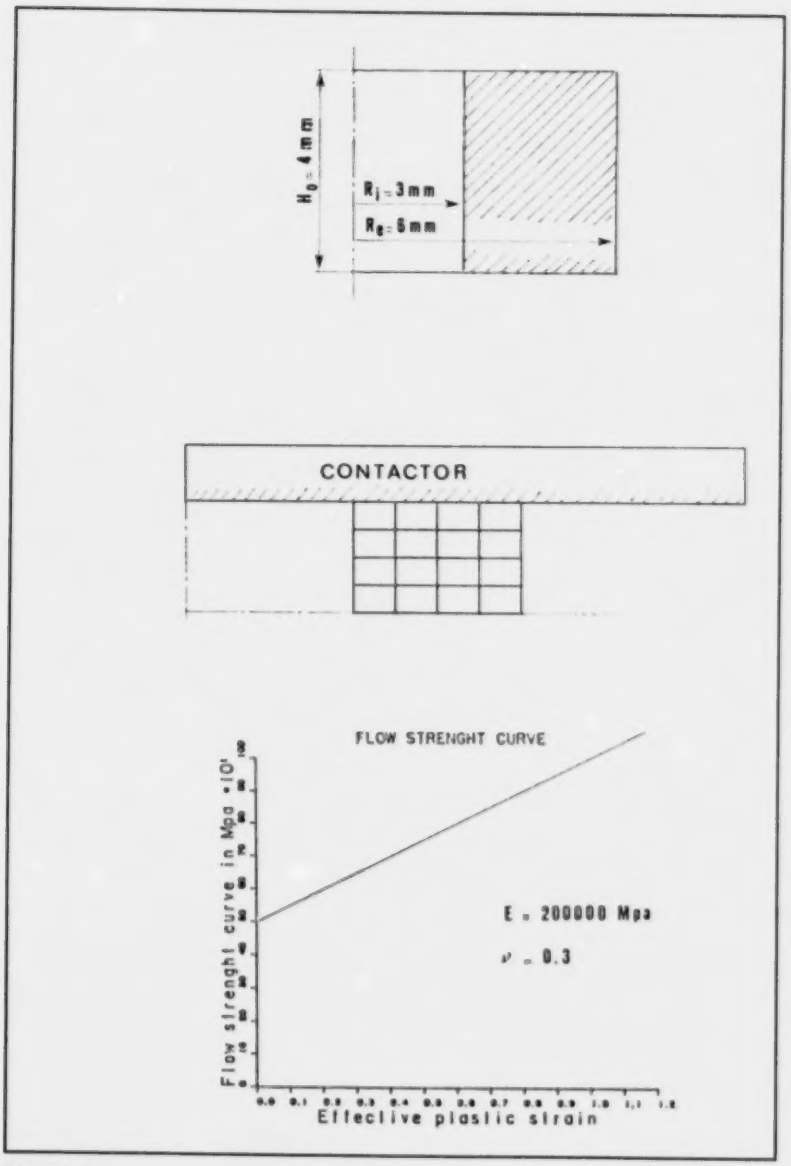


Figure 24
Geometry (24a), initial mesh (24b) and material properties (24c) used for the numerical simulation of the compression of a ring.

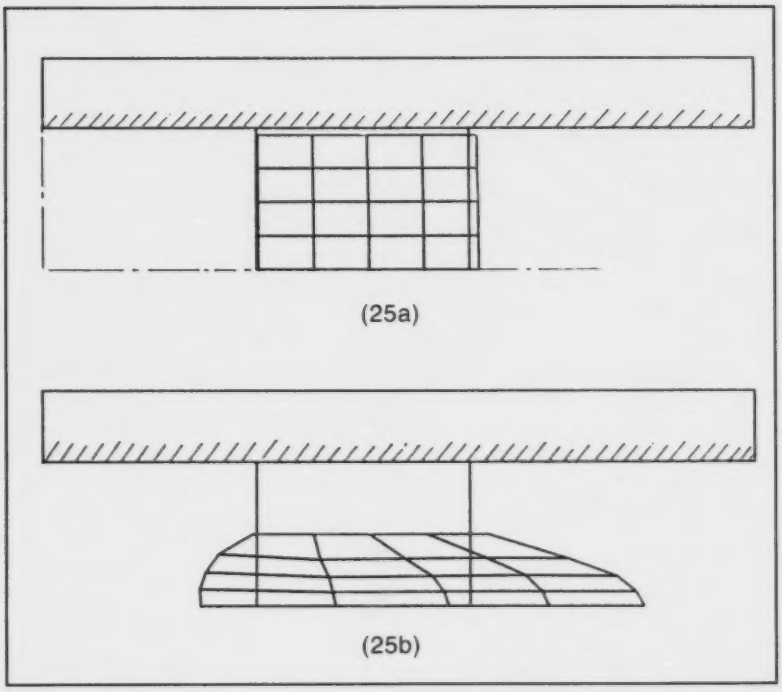


Figure 25
(25a) — Deformed mesh of the ring after 5% of reduction in height.
(25b) — Deformed mesh of the ring after 50% of reduction in height.

The deformed meshes at three progressive stages of deformation are shown in *figure 30,* corresponding respectively to 20 percent, 29 percent and 37 percent of height reduction ($\Delta R_e/(R_e$ initial) where R_e is the outer radius).

After a relative platen motion corresponding to about 32%, the ring acquires a pronounced "eight" shape and the nodes initially in contact with the platen loose contact, some others points of the ring come in contact with the platens. The calculated load deflection curve is shown in *figure 31,* and taking account scaling effects, agrees very well with the experimental curve found by Peech et al. [44].

The two examples above presented show clearly the possibility of the computer code developped to take into account friction and contact problems.

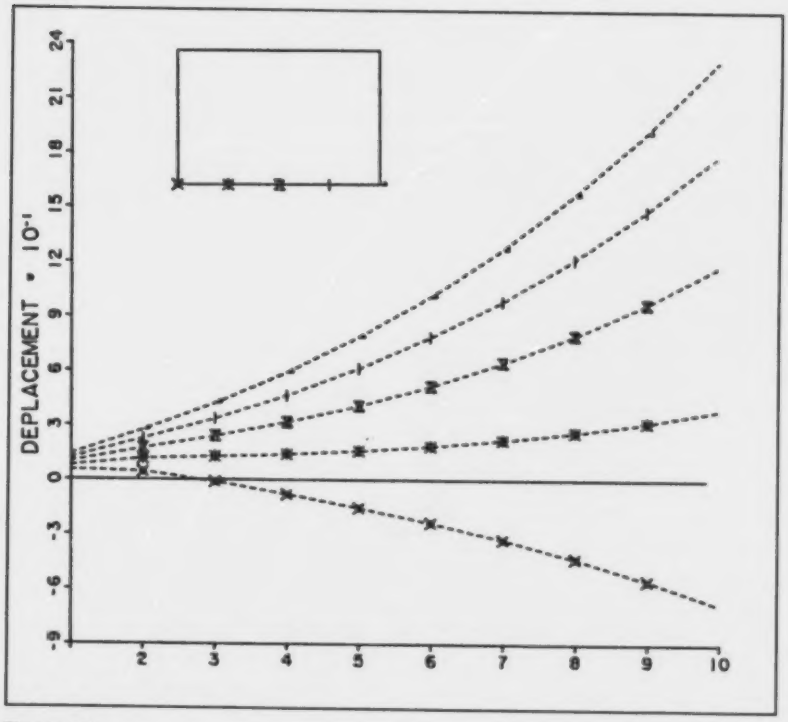


Figure 26
Evolution of the displacement of the inner radius node versus axial displacement.

8.3 Upsetting of a cylinder

The upsetting of a cylindrical billet between two parallel flat platens seems to be a challenge for workers in the field of large strain plasticity [25]. The problem is represented in *figure 32* where we can see the initial geometry of the cylinder and the material properties used to realize the numerical simulation. The analysis was performed in a total of 200 load steps, using sticking friction conditions at die/workpiece interface or using a Coulomb friction coefficient equals to 0.3.

The deformed mesh corresponding to sticking friction case is shown in *figure 33* at three stages of height reduction corresponding respectively to 25, 50 and 70% of height reduction. The grid distorsion is very important in the corner of the specimen requiring a special mesh to be used.

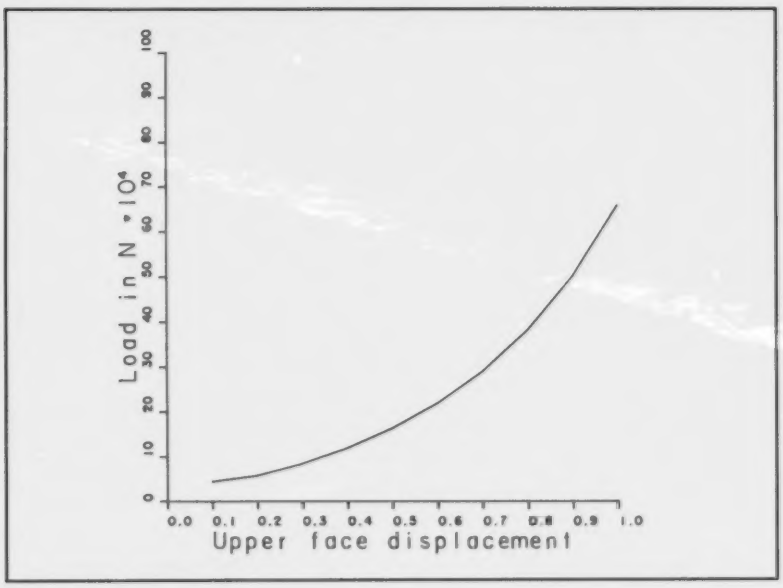


Figure 27
Load versus axial displacement for the ring compression test.

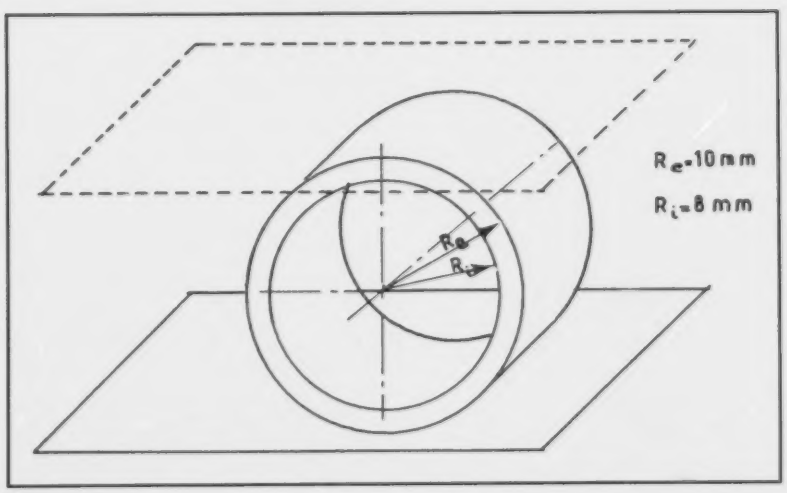


Figure 28
Description of the crushing of a ring problem.

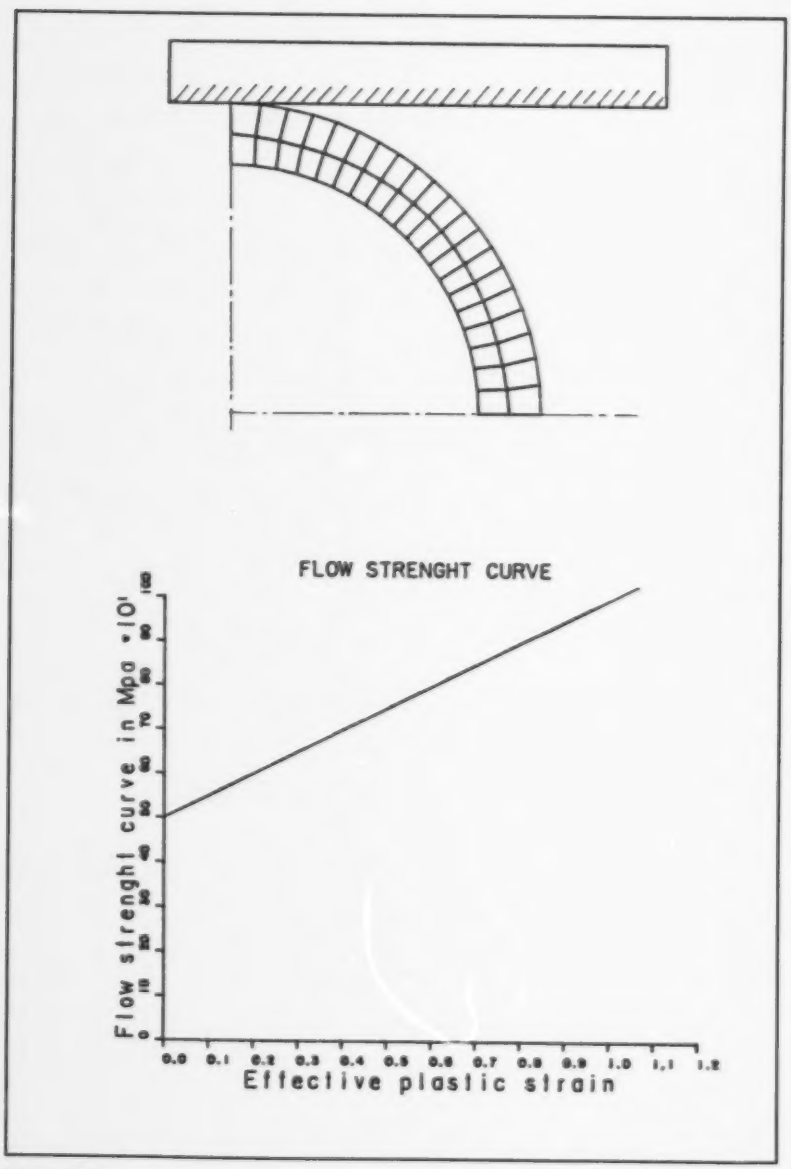


Figure 29
Initial mesh and material properties used for the numerical simulation of the crushing of a ring.

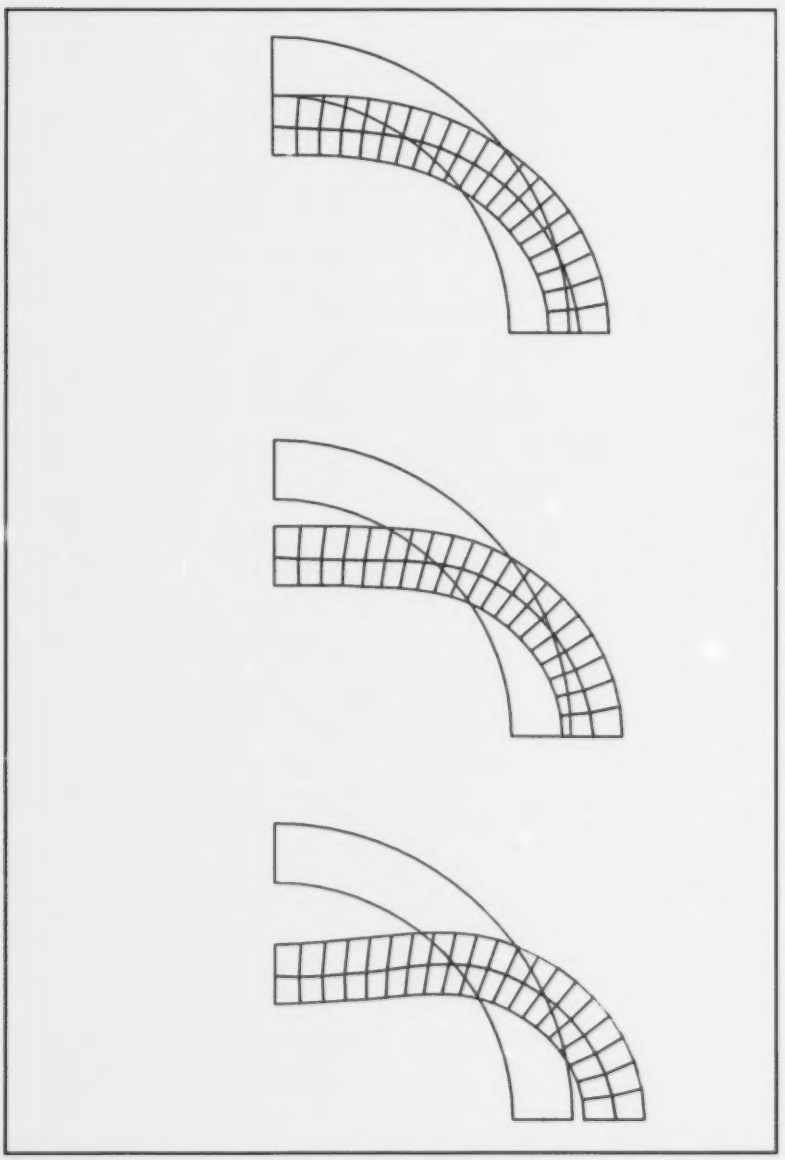


Figure 30
Deformed mesh of the ring corresponding respectively to 20% (Fig. 30a), 29% (Fig. 30b) and 37% (Fig. 30c) of reduction in outer radius.

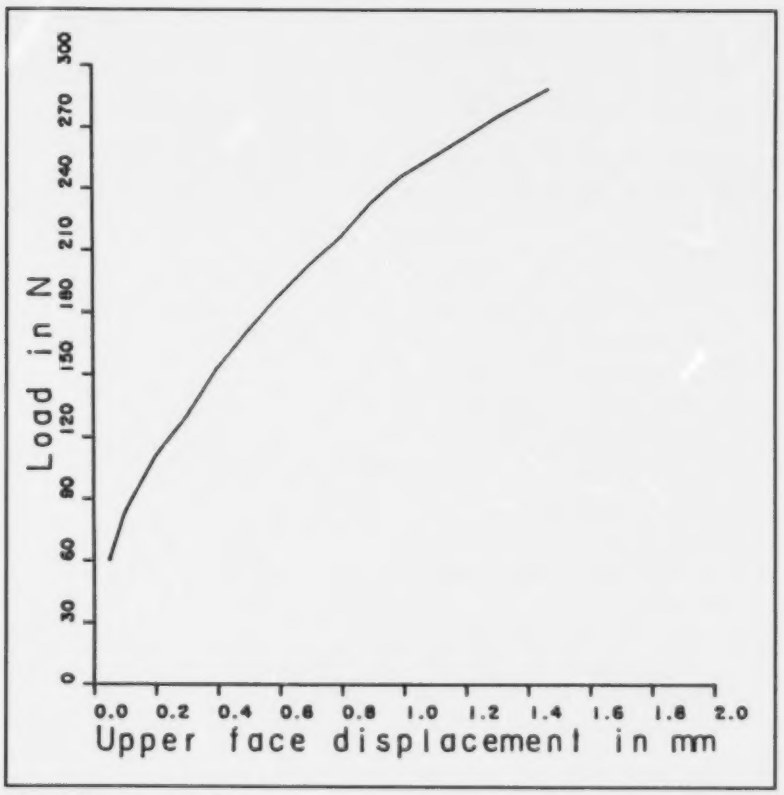


Figure 31
Load deflection curve of the problem of crushing of a ring.

The load versus axial displacement curve is represented in *figure 34* where we can see the influence of friction on the loading curve, experimental curve, experimental curve obtained in our laboratory have been reported and the agreement is very good. *Figure 35a* shows the distribution of effective plastic strain in the compressed cylinder assuming sticking friction conditions between die and workpiece and *figure 35b* shows the same distribution in the case with friction. The difference between the two distributions is relatively small in overall the specimen. *Figure 36* shows the flow patterns for an height reduction equals to 50% corresponding to dry friction case.

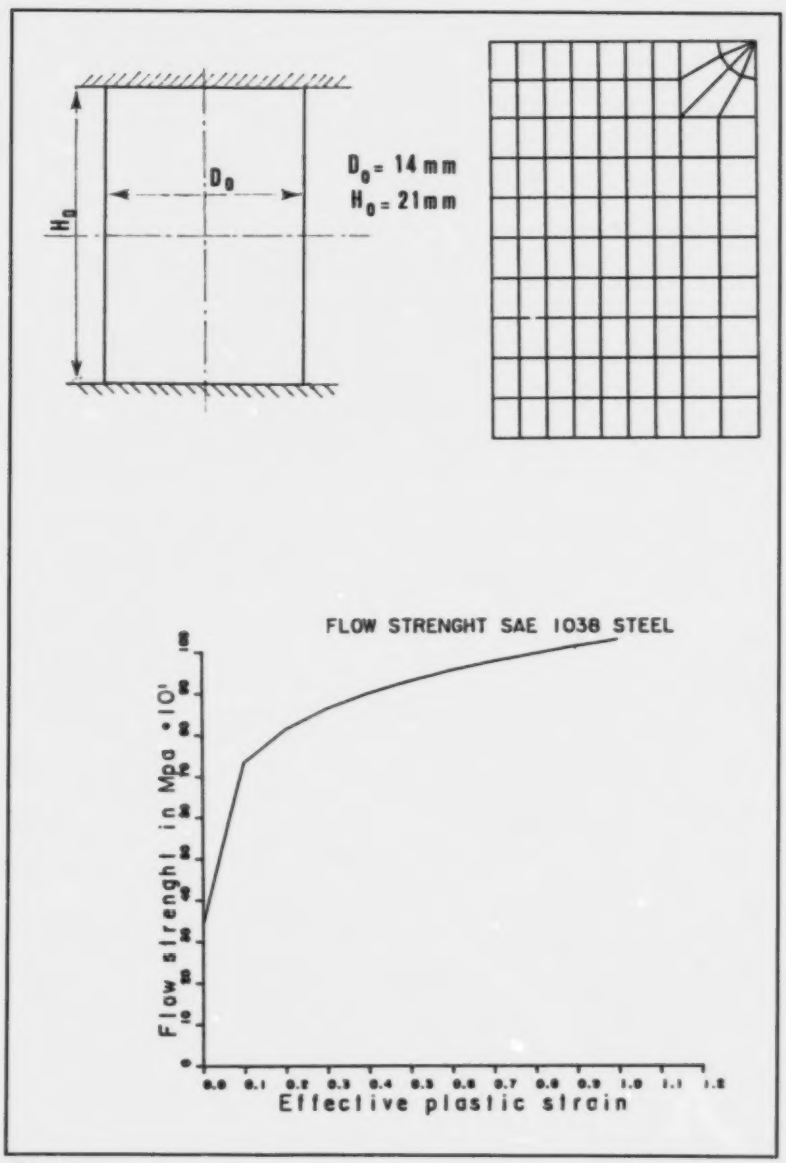


Figure 32
Geometry, initial mesh (Fig. 32a) and material properties (Fig. 32b) used for the numerical simulation of upsetting of a cylinder.

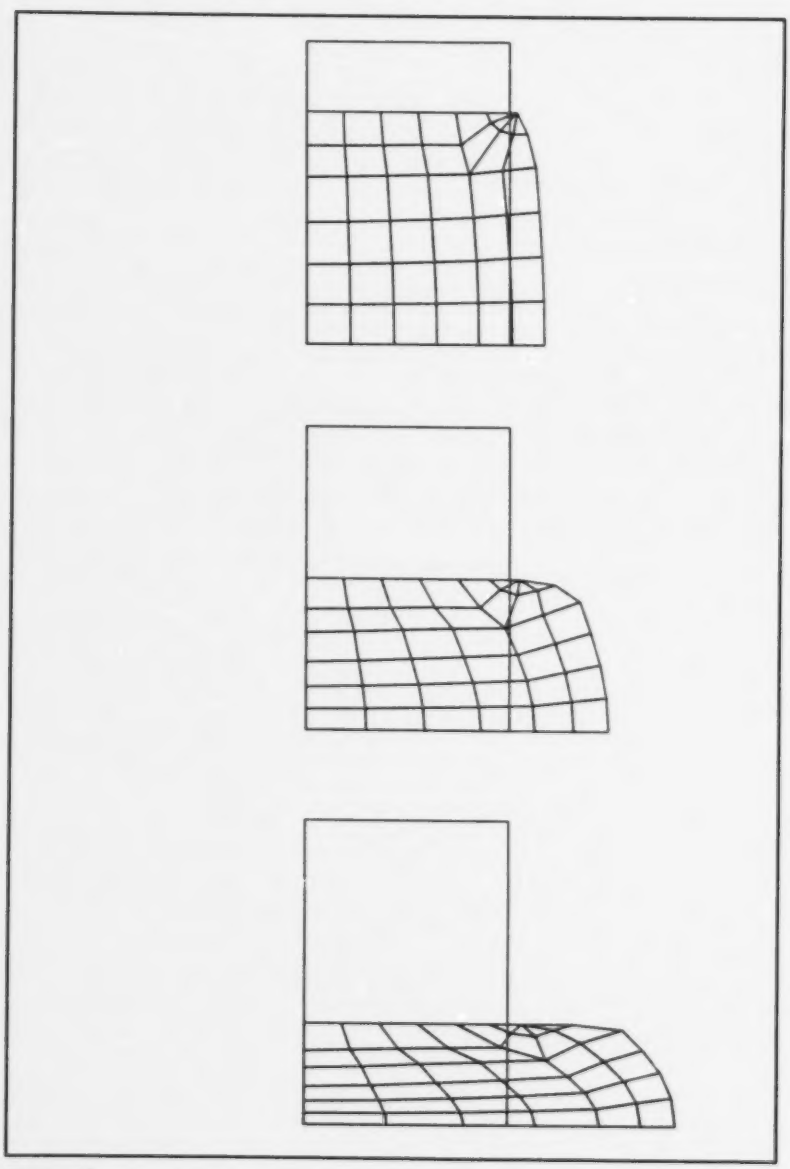


Figure 33
Deformed meshes corresponding to dry friction case at three stages of height reduction 25% (Fig. 33a) 50% (Fig. 33b) and 70% (Fig. 33c).

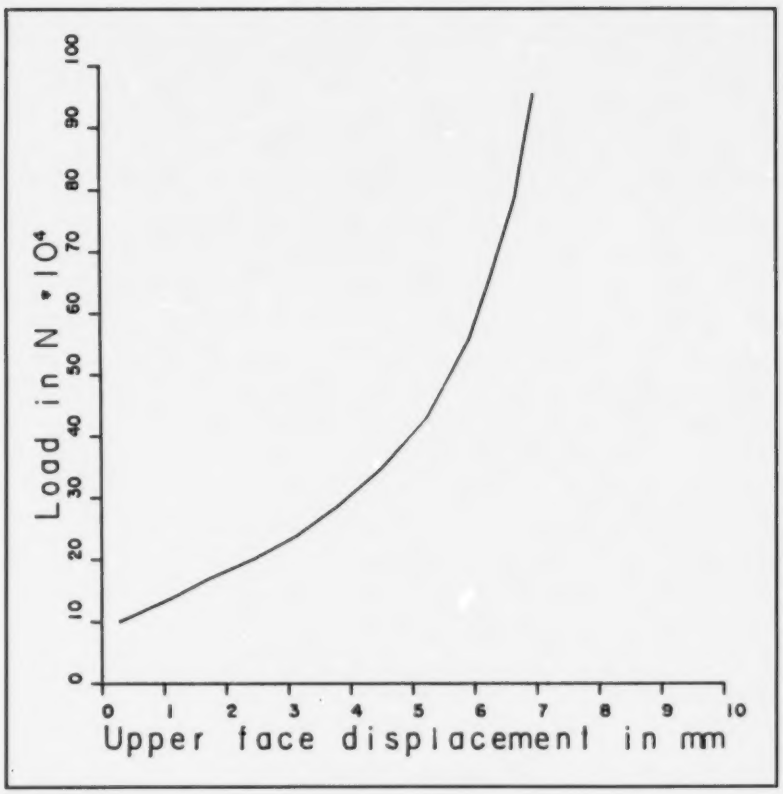


Figure 34
Load versus axial displacement curve corresponding to the upsetting of a cylinder.

8.4 Forward extrusion problem

The forward extrusion problem of a billet through a conical die is represented in *figure 37*, the input radius is equal to 10mm, the output radius is equal to 8.5mm and the semi-cone angle is equal to 5.71°.

The problem has been treated in axisymmetric case without friction, only an half part of the billet is meshed see *figure 38a*, and the material properties used to realize the computation are represented in *figure 38b*.

Figure 39a and *39b* shows respectively the deformed mesh corresponding to a punch stroke of 14.2mm and 28mm. The

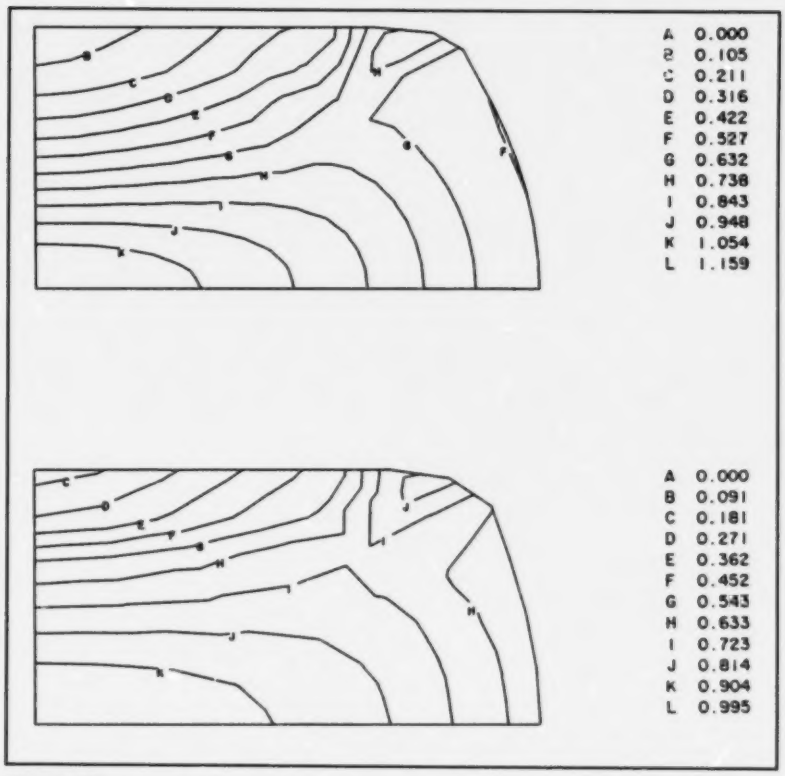


Figure 35
(35a) — Distribution of effective plastic strains in the compressed cylinder (sticking friction case).
(35b) — Distribution of effective plastic strains in the compressed cylinder (dry friction case).

distribution of equivalent plastic strains corresponding to a punch stroke equal to 28mm is represented in *figure 40a*, *figure 40b* shows the distribution of reduced axial stress in the extrudate.

9. Conclusions

The paper describes two new approaches for computer simulation of metal forming processes. First approach is well suited for preform design, computer aided design and manufacture of the dies. The computer time required to simulate a forming process depends

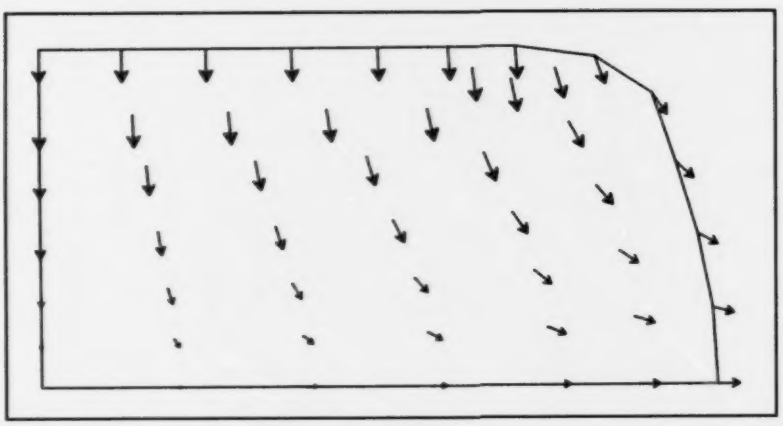


Figure 36
The flow patterns in the compressed cylinder for an height reduction of 50%.

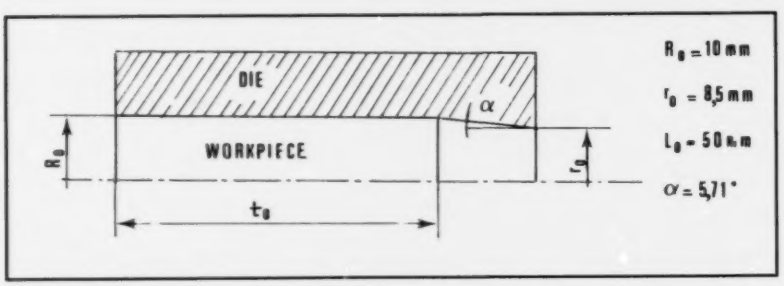


Figure 37
A forward extrusion problem.

on the application, but it remains relatively small and the program can be used for planning the industrial manufacturing. The numerical results obtained show that the flow pattern prediction is accurate and the external power required well determined.

Today, 5 types of kinematic elements are used: 3 for plane strain case and 2 for axisymmetric strain case. All these elements are integrated in the software GALOPIN and could automatically be generated by a pre-processor. The minimization of dissipated power is then performed through a simplex algorithm.

Second approach incorporates recent developped concepts about large strain plasticity problems, and is well suited to determine with a very accurate manner the distribution of elastic and plastic

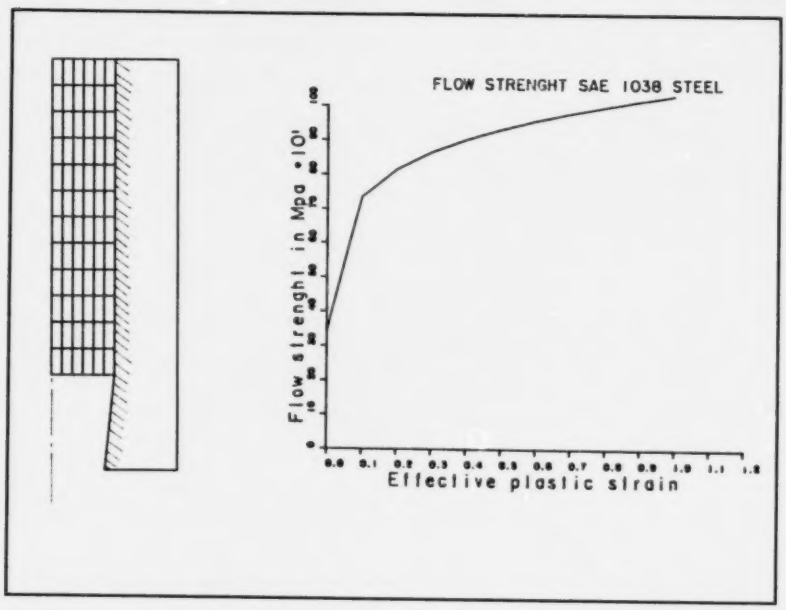


Figure 38
Initial mesh (Fig. 38a) and material properties (Fig. 38b) used for the numerical simulation of forward extrusion problem.

strains, stresses, equivalent plastic strain and other internal parameters such as void volume fraction in the case of materials with porosity. The finite element analysis associated is based on updated Lagrangian formulation, objective and consistent integration schemes over the time step have been carried out.

The integration of constitutive equations with the concept of intermediate configuration allow us to take into account the change of orientation due to large rotations.

The derivation of a consistent tangent stiffness matrix from the principle of virtual work preserves the quadratic convergence of the Newton-Raphson method.

The examples presented illustrate the industrial application of the software ASTRID. Today eight types of finite elements are used in plane stress, plane strain and axisymmetric cases, and automatic mesh facilities, automatic postprocessing of data are available.

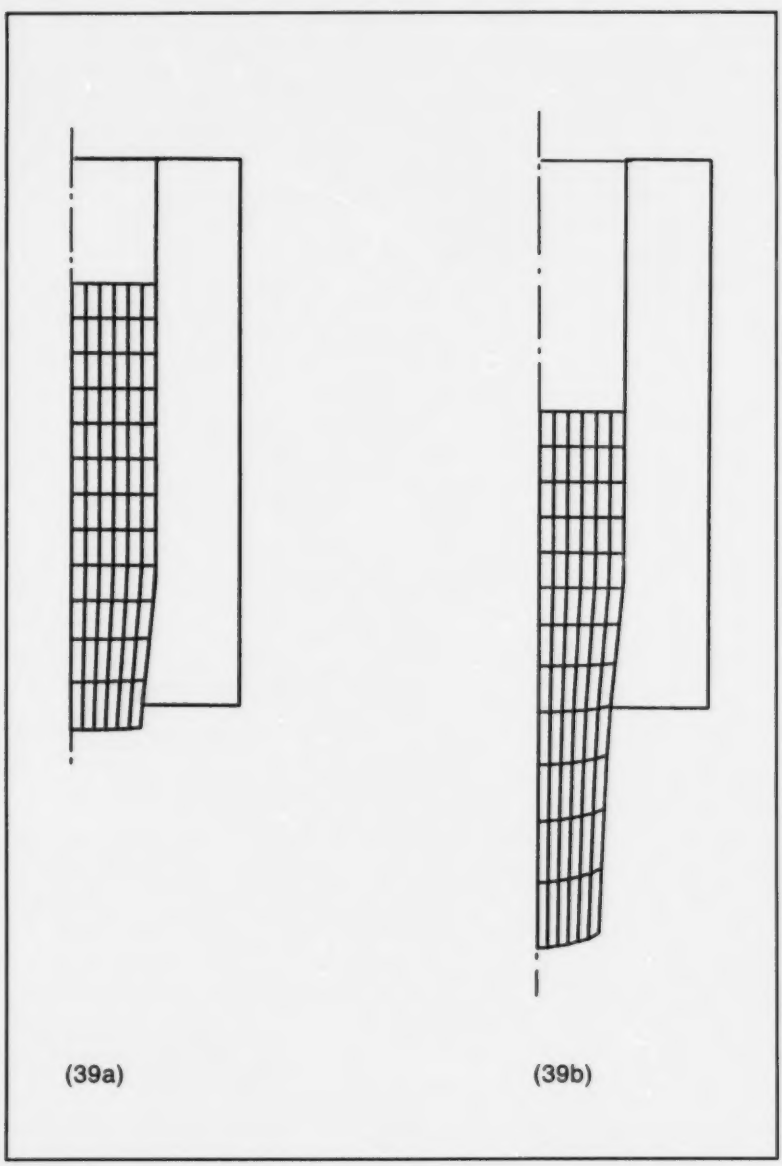


Figure 39
Deformed meshes corresponding to a punch stroke of 14.2mm (Fig. 39a) and corresponding to a punch stroke of 28mm (Fig. 39b).

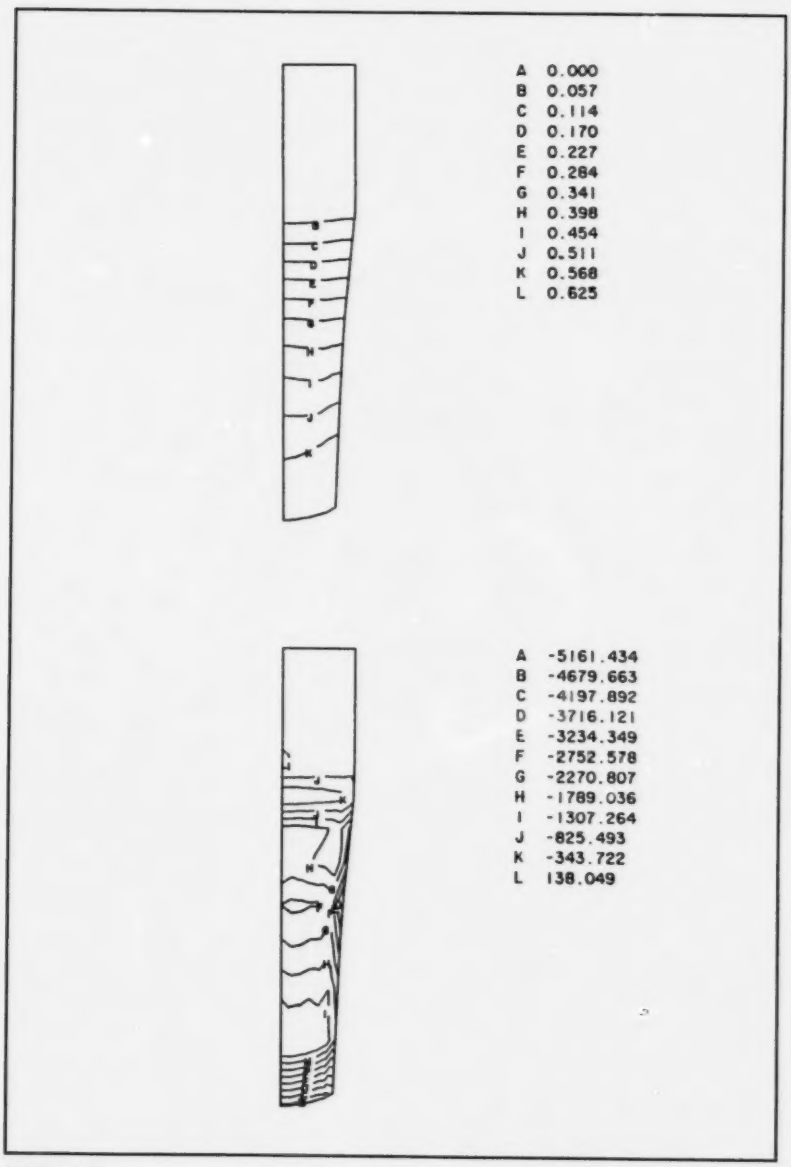


Figure 40
Distribution of effective plastic strains (Fig. 40a) and distribution of axial stresses (Fig. 40b) in the extrudate corresponding to a punch stroke equal 28mm.

References

1. KUDO, H. "An upper bound approach to plane strain forging and extrusion", Int. J. Mech. Sciences, *1*, 57-83 and 229-252 (1960).
2. Mc DERMOTT, R.P. and BRAMLEY, A.N. "An elemental upper bound technique for general use in forging analysis", Proc. 15th MTDRC, 437-443 (1974).
3. CRAMPHORN, and BRAMLEY, A.N. "Computer aided forging design with UBET", Proc. 18th MTDR, 51-59 (1977).
4. OUDIN, J. and RAVALARD, Y. "A general method for computing plane strain plastic flow", Proc. MTDRC, 211-216 (1979).
5. OUDIN, J. and RAVALARD Y. "An upper bound method for computing loads and flow patterns in plane strain forging process". Int. J. Mech. Tool Design Research, 237-250 (1981).
6. COURTOIS, P., GELIN, J.C., OUDIN, J., RAVALARD, Y. "Linear optimization of plane plastic flow", Proc. Int. Conf. on Technology of Plasticity, Vol. II, 1106-1110 (1984).
7. LEE, C.H. and KOBAYASKI, S. "New solutions to rigid-plastic deformation problems using a matrix method", Trans. ASME, J. Engng Ind., 865-873 (1973).
8. BOHATIER, C., CHENOT, J.L., "Finite element formulation for non-steady state large viscoplastic deformation", Int. J. Numer. Method. Engng, 21 nº 9 , 1967 (1985).
9. OH, S.I., REBELO, N., KOBAYASHI, S., "Finite element formulation for the analysis of plastic deformation of rate sensitive materials in metal forming", In Metal Forming Plasticity, Ed., H. LIPPMANN, Springer-Verlag, 273-290 (1979).
10. IM, Y.T. and KOBAYASHI, S. "Finite element analysis of plastic deformation of porous materials", In Metal Forming and Impact Mechanics, Ed. S.R. Reid, Pergamm Press, 103 (1985).
11. ARGYRIS, J.H. "Continua and discontinua", Proc. First Conf. Matrix Methods in Struct. Mech. AFFDL-TR-66-80, 11-190, (1966).
12. MARCAL, P.V. and KING, I.P. "Elastic-plastic analysis of two dimensional stress systems by the finite element method", Int. J. Mech. Sci. 9, 143-155 (1967).
13. MALLET, R.H. and MARCAL, P.V. "Finite element analysis of nonlinear structures", J. Struct. Div., Proc. ASCE, 2081-2105 (1968).
14. ODEN, J.T. and KEY, J.E. "Numerical analysis of finite axisymmetric deformation of incompressible elastic solids of revolution", Int. J. Solids Struct., 6, 497-518, (1970).
15. ODEN, J.T. "Finite element formulation of problems of finite deformation and irreversible thermodynamics of continua". In R.H. GALLAGHER, Y. YAMADA, and J.T. ODEN Eds. Recent Advances in Matrix Methods of Struct. Analysis and Design, 383-414 (1970).
16. HIBBIT, H.D., MARCAL, P.V. and RICE, J.R. "A finite element formulation for problems of large strain and large displacement", Int. J. Solids Struct., 1069-1086, (1970).
17. Mc MEEKING, R.M. and RICE, J.R. "Finite element formulation for problems of large strain and large displacement", Int. J. Solids Struct., 11, 601-616 (1975).
18. HILL, R. "Some basic principles in the mechanics of solids without a natural time", J. Mech. Phys. Solids, 7, 209-225 (1959).
19. NEEDLEMAN, A. "A numerical study of necking in circular cylindrical bars", J. Mech. Phys. Solids, *20*, 111-127 (1972).
20. ARGYRIS, J.H. and KLEIBER, M. "Incremental formulation in nonlinear mechanics and large strain elasto-plasticity — Natural approach. Part I, Comput. Meths. Appl. Mech. Engng, 11, 215-247 (1977).

21. CESCOTTO, S., FREY, F. and FONDER, G. "Total and updated lagrangian descriptions in nonlinear structural analysis: A unified approach" In Energy Methods in Finite Element Analysis Ed., R. GLOWINSKY, Wiley, New-York, 203-296 (1979).
22. NAGTEGAAL, J.C. and DE JONG, J.E. "Some computational aspects of elastic-plastic large strain analysis" Int. J. Num. Meth. Engng., 17, 15-41 (1981).
23. GELIN, J.C. "Modèles numériques et expérimentaux en grandes déformations plastiques et endommagement de rupture ductile". Ph. D. Dissertation Univ. Paris VI, (1985).
24. GELIN, J.C. and PICART, P. "Some computational aspects on the integration of rate constitutive equations — Application to bulk metal forming processes". Proc. of the Numiform 86 Conference, Ed by K. MATTIASSON et al., A.A. Balkema, 103-109 (1986).
25. KUDO, H. and MATSUBARA, S. "Joint examination project of validity of various numerical methods for the analysis of metal forming processes" in Metal Forming Plasticity, Ed by H. LIPPMANN, Springer Verlag, 378-403 (1978).
26. CHENG, J.H. and KIKUCHI, N. "An analysis of metal forming processes using large deformation elastic-plastic formulations", Comp. Meths. Appl. Mech. Engng, 49, 71-108 (1985).
27. ARGYRIS, J.H. and DOLTISINIS J. St. "On the natural formulation and analysis of large deformation coupled thermomechanical problem" Comp. Meths. Appl. Mech. Engng. 25, 195-253 (1981).
28. ARGYRIS, J.H. DOLTISINIS J. St., PIMENTA, P.M. and WUSTENBERG H. "Thermo-mechanical response of solids at high strains — Natural approach", Comp. Meths. Appl. Mech. Engng, 32, 1-57 (1982).
29. TAYLOR, L.M. "A finite element analysis for large deformation metal forming problems involving contact and friction" TICOM Report 81-15, The Texax Institute for Computational Mechanics, (1981).
30. TAYLOR, L.M. and BECKER, E.B. "Some computational aspects of large deformation rate dependent plasticity problems", Comput. Meth. Appl. Mech. Engng, 41, 1983, 251-277.
31. BIWAS, S.K. and VIDYASAGAR, A. "Flow of metal inconstrained plane strain extrusion forging: Part II" J. of Mech. Work Techn., 11, 139-149 (1985).
32. LYPUNOV, KOBAYASKI, S. "Metal flow in plane strain closed-die forging" Proc. of the NAMRC, 114-121 (1977).
33. MAMALIS, A.G., ISOBE, K. and JOHNSON, W. "Closed die forging of rectangular billets with diamond shaped dies". Annals of the C.I.R.P., 30-1, 147-152 (1981).
34. ALTAN, T. "Computer simulation to predict load, stress, and metal flow in an axisymmetric closed-die forging" In Metal Forming Interrelation Between Theory and Practice, Plenum-Press. 249-273 (1971).
35. NAGTEGAAL, J.C. "On the implementation of inelastic constitutive equations with special reference to large deformation problems", Comp. Meth. Appl. Mech. Engng, 33, 469-484, (1982).
36. GELIN, J.CF. "Application of a thermo-viscoplastic model to the analysis of defects in warm forming conditions" Annals of the C.I.R.P., 35-1, 157-160 (1986).
37. PINSKY, P.M., ORTIZ, M. PISTER, K.S. "Numerical integration of rate constitutive equations in finite deformation analysis", Comput. Meth. Appl. Mech. Engng, 40, 137-158 (1983).
38. SCHREYER, H.L., KULAK, R.F. and KRAMER, J.M. "Accurate numerical solutions for elastic-plastic models", J. Press. Vess. Tech., Trans ASME, 101, 226-234, (1979).
39. SIMO, J.C. and TAYLOR, R.L. "Consistent tangent operators for rate-independent elasto-plasticity", Comp. Meth. Appl. Mech. Engng., 48, 101-118, (1985).

40. SIMO, J.C. and ORTIZ, M. "A unified approach to finite deformation elastoplastic analysis based on the use of hyperelastic constitutive equations", Comp. Meth. Appl. Mech. Engng, 49, 221-245 (1985).

41. ODEN, J.T. and MARTINS, J.A.C., "Models and computational methods for dynamic friction phenomena", Comp. Meth. Appl. Mech. Engng., 52, 527-634, (1985).

42. HARTLEY, P., STURGESS, C.E.N. and ROWE, G.W. "Friction in finite element analysis of metalforming processes", Int. J. Mech. Sci., 21, 301-311 (1979).

43. BAQUE, P., FELDER, E., HYAFIL, J. and DESCATHA, Y. "Mise en forme des métaux — Calculs par la plasticité", Dunod — Paris, 1973.

44. PEECH, J.M., ROENER, R.E., PIROTIN, S.D., EAST, G.H. and GOLDSTEIN, N.A. "Local rigidity of pipes and elbows", in Structural Mechanics in Reactor Technology, Ed. by T.A. JAEGER and B.A. BOLEY, paper F-3/8, North Holland, (1977).

CHAPITRE 15

Modélisation du roulement et du grenaillage

Joël Frelat
Chargé de Recherches C.N.R.S.

Geneviève Inglebert
Professeur des Universités

Laboratoire de mécanique des solides
École Polytechnique
91128 Palaiseau Cedex

1. Introduction

Nous proposons ici une modélisation de problèmes industriels importants : le galetage et le grenaillage.

Dans ce type de traitement mécanique de pièces, le but avoué est d'introduire des contraintes résiduelles dans les pièces afin d'améliorer leur tenue en service. Ces traitements consistent à induire par des roulements successifs (galetage) ou par impacts répétés (grenaillage) des déformations plastiques. Il est donc nécessaire de connaître les déformations induites et les contraintes résiduelles qui en résultent dans les pièces au mieux qu'il soit possible.

De façon plus générale, il s'agit de connaître les contraintes induites lors d'une utilisation normale dans les roulements à bille, les rails de chemins de fer, les engrenages, ..., c'ést à dire dans les pièces où les chargements s'exercent par des contacts.

La modélisation que nous utilisons se place dans le cadre d'analyse des structures proposées par J. ZARKA et al.[2]

Ce cadre est défini pour des matériaux de type standard généralisé composés de mécanismes plastiques, viscoélastiques et viscoplastiques parfaits liés par une matrice élastique, ce qui permet de décrire une grande variété de comportements.

Il est destiné à l'analyse simplifiée de structures :

- recherche du domaine d'adaptation d'une structure (l'évolution y devient élastique après un certain temps).
- évaluation directe de l'état stabilisé en contrainte déplacement déformation sous chargement cyclique dans les domaines d'adaptation ou d'accommodation (le cycle stabilisé n'est pas élastique).
- évaluation directe de la réponse d'une structure à une secousse sismique

Toutes ses études sont effectuées à partir de quelques calculs élastiques avec déformations initiales. Les points essentiels sont un découplage entre la solution élastique et la solution inélastique et l'introduction de variables transformées y de la structure associées à chacun des mécanismes inélastiques. Elles servent d'intermédiaires et permettent d'obtenir immédiatement des solutions à la fois statiquement, cinématiquement et plastiquement admissibles.

Une difficulté des problèmes de galetage et de grenaillage est qu'il s'agit d'un *problème de contact.* Il ne peut donc être posé sous la forme classique. On ne connaît pas a priori l'aire de contact, et on ne peut définir les parties de la surface où les efforts sont imposés ($\partial_\sigma v$) et où les déplacements sont imposés ($\partial_u v$).

Dans le cadre de l'élasticité linéaire, la solution analytique complète du contact entre deux solides a pu être donnée par Hertz, elle nous fournit les champs de déplacement et de contrainte dans un voisinage de l'aire de contact.

Pour traiter complètement le galetage (roulement d'un cylindre) et le grenaillage (enfoncement dynamique d'une sphère), d'un matériau élastoplastique, il est envisageable d'utiliser la voie numérique. Cependant une telle approche repose, si 'lon traite le problème sans hypothèse complémentaire, sur une double et coûteuse itération pour déterminer à la fois l'air de contact et les zones plastiques.

Nous montrons ici comment l'analyse simplifiée des structures soumises à des chargements cycliques peut nous permettre de donner une solution approchée satisfaisante à ces problèmes.

Ensuite, nous considérerons le cas où la structure sollicitée est un massif semi-infini. Cela nous permettra de préciser les hypothèses simplificatrices que nous devons formuler, et de mettre en évidence les aspects essentiels de cette approche.

Dans les paragraphes suivants, nous appliquerons cette même approche à des structures simples : plaque d'épaisseur constante, cylindre ou tube cylindrique soumis à un grenaillage.

2. Les bases de l'analyse simplifiée des structures dans le cas de l'écrouissage cinématique linéaire

Nous supposons que le matériau est à écrouissage cinématique linéaire avec seuil de Mises. Son comportement est donc décrit par :

$$E = M\Sigma + E^p$$

$$f(S,E^p) = \frac{1}{2}\,(S - CE^p)\,(S - CE^p) - \sigma^2 \leq 0 \qquad S = \mathrm{dev}\,\Sigma$$

$$\dot{E}^p = \lambda\,(S - CE^p) \quad \text{où} \quad \lambda = 0 \text{ si } f(S,E^p) < 0 \qquad \lambda \geq 0 \text{ si } f(S,E^p) = 0$$

Σ, E, E^p sont les contraintes, déformations totales et déformations réelles du matériau. S le déviateur de Σ. Soit Σ^{el}, E^{el}, U^{el} la solution purement élastique dans la structure, R, E^{ine}, U^{ine} les contraintes résiduelles, déformations et déplacement inélastiques associés.

$$R = \Sigma - \Sigma^{el} \qquad E^{ine} = E - E^{el} \qquad U^{ine} = U - U^{el}$$

L'équilibre de la structure est assuré si :

Σ^{el} statiquement admissible avec les efforts donnés dans la structure (forces de volume et de surface)

U^{el}, $E^{el} = M\Sigma^{el}$ cinématiquement admissible avec les déformations et déplacements inélastiques associés

et si R, U^{me} et E^{me} sont solutions du problème élastique homogène associé (M). Les E^p interviennent comme les seules déformations imposées pour ce problème.

R Statiquement admissible avec les efforts donnés nuls.

U^{me}, $E^{me} = MR + E^p$ Cinématiquement admissible avec les données nulles en déformation et déplacement.

Reste ensuite à vérifier que les résultats obtenus pour un champ E^p donné sont plastiquement admissibles

$$\frac{1}{2}\,(S^e + \text{dev } R - CE^p)^T \quad (S^e + \text{dev } R - CE^p) \leq \sigma_0^2$$

Si nous introduisons pour ce problème les variables transformées Y égales à :

$$Y = CE^p - \text{dev } R$$

La condition du seuil plastique s'exprime uniquement en fonction de la solution élastique et de Y.

$$\frac{1}{2}\,(S^e - Y)^T \quad (S^e - Y) \leq \sigma_0^2$$

et les lois d'évolution des paramètres plastiques prennent la forme :

$$\dot{E}^p = \lambda\,(S^e - Y) \quad \text{où} \quad \lambda = 0 \text{ si } f\left(S^e, \frac{Y}{C}\right) < 0$$

$$\lambda > 0 \text{ si } f\left(S^e, \frac{Y}{C}\right) = 0$$

Dans l'espace des y, ces conditions traduisent l'appartenance de Y à un convexe de plasticité contrée sur la solution élastique actuelle S^{el} de rayon σ. La déformation plastique E^p ne se produit que lorsque y est sur la frontière de ce convexe; l'incrément de déformation plastique E^p est alors normale intérieure au convexe en Y.

Si l'on connaît y plastiquement admissible, on peut en déduire E^p en fonction de Y et R

$$E^p = \frac{Y}{C} + \frac{1}{C} \text{ dev } R$$

Le choix de Y est possible dès que la solution élastique S^{el} est connue. On peut alors exprimer la déformation inélastique E^{ine} en fonction de Y et de R

$$E^{ine} = [M + \frac{1}{C} \text{ dev } R] + \frac{Y}{C} = M Y R + \frac{Y}{C}$$

Cette expression est formellement identique à la précédente MR + E^p à condition d'introduire l'opérateur d'élasticité modifié M Y et de considérer Y/C comme une déformation imposée.

Lorsque Y a priori plastiquement admissible est connu dans toute la structure, la détermination de l'état résiduel R E^{ine} U^{ine} s'en déduit donc en résolvant le problème élastique homogène (H) avec M Y comme opérateur d'élasticité et Y/C comme déformations initiales. Cette solution est alors automatiquement cinématiquement statiquement et plastiquement admissible.

Il reste ensuite à calculer les déformations plastiques associées E^p en fonction de Y/C et de la solution R obtenue.

$$E^p = \frac{Y}{C} + \frac{1}{C} \text{ dev } R$$

3. Cas d'un massif semi-infini : hypothèses, principe de la méthode roulement et grenaillage

3.1 Hypothèses

3.1.1 Hypothèses sur le comportement du massif *(Fig. 1)*

Le massif est limité par le plan xoy

Bien que des comportements plus complexes puissent être envisagés, nous supposons que le massif est constitué d'un matériau isotrope élastoplastique à écrouissage cinématique.

L'élasticité est linéaire, les caractéristiques élastiques sont E et υ.

La limite d'élasticité est σ_y, l'écrouissage est cinématique linéaire de module C. Plus précisément, le matériau obéit au critère de Von Mises et les lois d'écoulement sont normales.

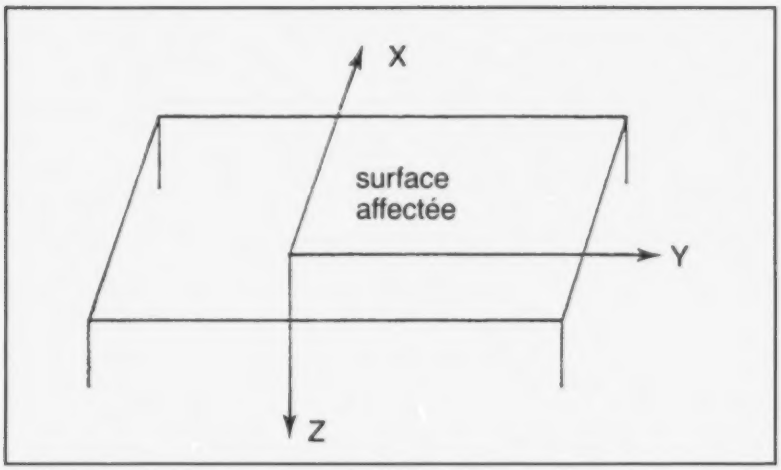


Figure 1:
Massif semi-infini

$$f(\Sigma, \alpha) = \frac{1}{2} (\Sigma_{ij} - \alpha_{ij})^T (\Sigma_{ij} - \alpha_{ij}) - \sigma_y^2 \quad \alpha = C\, E^p \qquad (1)$$

L'état initial du massif est connu et ne dépend que de la profondeur.

3.1.2 Hypothèses sur le chargement

Nous considérons le cas du roulement sans frottement d'un cylindre sur la surface du massif, et le cas du grenaillage, de chocs, sans frottement, répétés sur cette surface par une sphère. Cette présentation est ainsi faite dans le souci de mettre en évidence la démarche utilisée, et les hypothèses formulées successivement pour l'adaptation puis l'accommodation. Le lecteur pourra ainsi transposer les résultats ici exposés à son cas particulier.

Dans chacun de ces deux cas, nous supposons qu'un grand nombre de chargements ont déjà eu lieu, qu'un régime stationnaire a été atteint, et que nous observons l'effet d'un nouveau chargement.

Il nous faut alors distinguer entre deux cas :

- le massif présente une réponse acctuelle purement élastique (cas de l'adaptation).
- le massif présente une réponse élastoplastique cyclique stabilisée (cas de l'accommodation).

Dans le cas d'une réponse dans le cadre de l'adaptation, il est alors justifié d'adopter pour le chargement celui résultant des hypothèses de contact *élastique* de Hertz que ce soit pour le cylindre ou pour la sphère.

Dans le cas de l'accommodation, bien que cela ne soit pas justifié, nous adopterons pour simplifications les mêmes expressions. (Nous supposons que les perturbations dues à la plasticité sont faibles).

3.2 Roulement sans frottement d'un cylindre; cas de l'adaptation *(Figure 2)*

3.2.1 État actuel

Puisqu'un grand nombre de roulements ont déjà eu lieu, et que le massif est infini, l'état actuel en déformation plastique $\mathbf{E}^p$ et en contraintes résiduelles $\mathbf{R}$ a été atteint et ne dépend que de la profondeur z.

Le contact est à présent élastique, puisque nous supposons être dans le régime de l'adaptation.

Désignons par $\mathbf{\Sigma}^R$ le champ de contraintes induit élastiquement dans le massif. Ce champ dépend des coordonnées (x, z), x

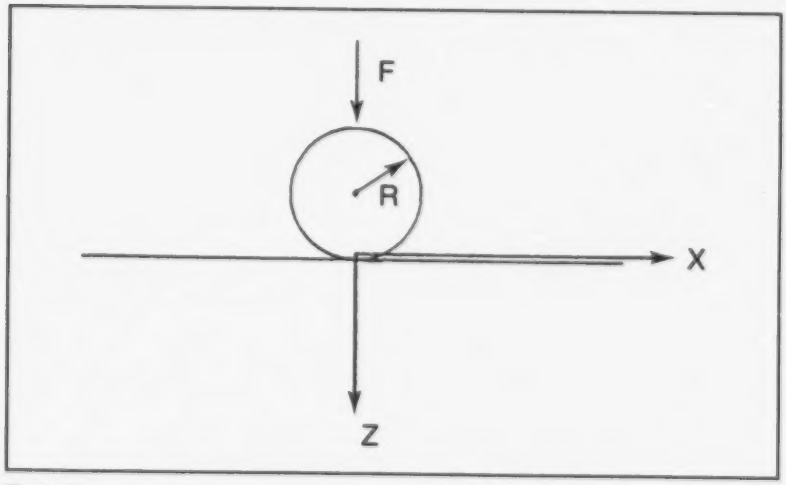


Figure 2:
Roulement

représentant en fait le déplacement du cylindre sur le plan (équivalent au temps) et y n'apparaît pas puisque le problème est posé en déformations planes.

À chaque instant, (c'est-à-dire pour tout x), et en tout point en profondeur (seul paramètre de dépendance), le critère de plasticité [1] est satisfait :

- le champ de contrainte local est $\boldsymbol{\Sigma}^M(x,z) + \mathbf{R}(z)$
- le champ de déformations plastiques est $\mathbf{E}^p(z)$

$$f\left(\boldsymbol{\Sigma}^M(s,z) + \mathbf{R}(z) - C\,\mathbf{E}^p(z)\right) \leq 0 \quad \forall\, x,z \tag{2}$$

soit encore :

$$\frac{1}{2}\left(S^M(x,z) + \mathrm{dev}R(z) - CE^p(z)\right)^T \left(\mathbf{S}^M(x,z) + \mathrm{dev}R(z) - \ldots\right. \tag{2'}$$

$$\left. \ldots - CE^p(z)\right) - \sigma y^2 \leq 0$$

3.2.2 Forme des champs de contrainte résiduelle et de déformation plastique

Par hypothèse il ne dépendent que de z.

Le champ des contraintes résiduelles est statiquement admissible (SA) avec des données aux limites en forces nulles.

Les équations d'équilibre se réduisent à (en l'absence de forces de masse)

$$\frac{\partial Rxz}{\partial z} = 0 \qquad \frac{\partial Ryz}{\partial z} = 0 \qquad \frac{\partial Rzz}{\partial z} = 0 \tag{3}$$

Les conditions aux limites (sur xOy) s'expriment par : ($\vec{n} = (0,0,-1)$

$$Rxz\,(0) = Ryz\,(0) = Rzz\,(0) = 0$$

Ce qui implique :

$$Rxz = Ryz = Rzz = 0 \quad \forall z \tag{4}$$

Le tenseur contrainte résiduelle se réduit à :

$$\mathbf{R} = \begin{pmatrix} Rxx(z) & Rxy(z) & 0 \\ Rxy(z) & Ryy(z) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \tag{5}$$

Le champ de déformation plastique ne dépend lui aussi que de la profondeur z. Par ailleur le champ $\mathbf{E}^{ine}$, défini par :

$$\mathbf{E}^{ine} = M\,\mathbf{R} + \mathbf{E}^{p} \quad (M \text{ complaisance élastique}) \tag{6}$$

ne dépend lui ausssi que de z et est cinématiquement admissible (CA) avec des données aux limites nulles en déplacement.

Dans le cas de ce massif semi-infini, il est bien évident que les champs de déplacement dont dérive $\mathbf{E}^{ine}(z)$ satisfaisant aux conditions aux limites (assimilables à des encastrements sur les faces orthogonales à Ox et Oy) sont les champs de déplacement :

$$U^{ine} = 0 \; ; \; V^{ine} = 0 \; ; \; W^{ine} \tag{7}$$

Le champ $\mathbf{E}^{ine}$ s'écrit alors :

$$\mathbf{E}^{ine} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & E^{ine}_{xz\,(z)} \\ 0 & 0 & E^{ine}_{yz\,(z)} \\ E^{ine}_{xz\,(z)} & E^{ine}_{yz\,(z)} & E^{ine}_{zz\,(z)} \end{pmatrix} \tag{8}$$

Soit, avec (5) et (6), toutes les grandeurs ne dépendant que de z

$$0 = \frac{1}{E}(Rxx - Ryy) + E^{p}_{xx} \qquad E^{ine}_{xz} = E^{p}_{xz} \tag{9}$$

$$0 = \frac{1}{E}(Ryy - Rxx) + E^{p}_{yy} \qquad E^{ine}_{yz} = E^{p}_{yz}$$

$$0 = \frac{1-\upsilon}{E} Rxy + E^{p}_{xy} \qquad E^{ine}_{zz} = -\frac{\upsilon}{E}(Rxx + Ryy) + E^{p}_{zz}$$

Nous constatons par (9) que la connaissance du champ $\mathbf{E}^{p}$ permet d'obtenir $\mathbf{R}$ et $\mathbf{E}^{ine}$, ce qui s'écrit symboliquement :

$$\mathbf{R} = \boxed{Z}\,\mathbf{E}^{p} \tag{10}$$

qui ici est une relation biunivoque pour les composants de *x et y.*

3.2.3 Passage particulier du champ E^p au champ des paramètres transformés Y

Les 3 premières équations de (9) s'inversent en :

$$Rxx = \frac{-E}{1-\upsilon^{2}}\left(E^{p}_{xx} + \upsilon E^{p}_{yy}\right) \tag{11}$$

$$Ryy = \frac{-E}{1-\upsilon^2}\left(\upsilon E^{p}_{xx} + E^{p}_{yy}\right)$$

$$R_{xy} = \frac{-E}{1-\upsilon} E^{p}_{xy}$$

Par définition, nous avons posé pour les paramètres transformés :

$$\mathbf{Y} = C\,\mathbf{E}^{p} - \text{dev}\,\mathbf{R}$$

Ce qui donne par (9) et (11)

$$Yxx = C E^{p}_{xx} - \frac{1}{3}(2Rxx - Ryy) \qquad (12)$$

$$Yyy = C E^{p}_{yy} - \frac{1}{3}(-Rxx + 2Ryy)$$

$$Yxy = \left(\frac{E}{1+\upsilon} + C\right) E^{p}_{xy} = -\left(1 + C\frac{(1+\upsilon)}{E}\right) Rxy$$

$$Yxz = C E^{p}_{xy}$$

$$Yyz = C E^{p}_{yz}$$

$$Yzz = -(Yxx + Yzz)$$

Encore une fois, nous voyons que la donnée de $\mathbf{E}^{p}$ permet de déterminer **Y** champ des paramètres transformés :

$$\mathbf{Y} = \boxed{B}\,\mathbf{X} \quad \text{où} \quad \mathbf{X} = C\mathbf{E}^{p} \qquad (13)$$

3.2.4 Passage particulier du champ Y au champ E^p

Dans ce cas particulier, on voit que les équations (12) peuvent être aisément inversées en utilisant (9).

En effet, en exprimant

$$E^{p}_{xx} = \frac{1}{C} Yxx + \frac{1}{3}(2Rxx - Ryy) \qquad (14)$$

$$E^{p}_{yy} = \frac{1}{C} Yyy + \frac{1}{3}(-Rxx + 2Ryy)$$

On obtient :

$$\frac{1}{E} + \frac{2}{3C}\ Rxx - \frac{\upsilon}{E} + \frac{1}{3C}\ Ryy + \frac{Yxx}{C} = 0 \qquad (15)$$

$$\frac{1}{E} + \frac{2}{3C}\ Ryy - \frac{\upsilon}{E} + \frac{1}{3C}\ Rxx + \frac{Yyy}{C} = 0$$

et de même pour $\mathbf{E}^p$

On voit donc que la connaissance du champ **Y** permet de remonter au champ $\mathbf{E}^p$ et par voie de conséquence au champ des contraintes résiduelles **R**.

Ce qu'il nous faut faire, c'est donc bien déterminer par l'analyse locale du chargement le champ des paramètres transformés **Y** de la structure.

3.2.5 Cas où le champ Y n'est pas connu partout

Nous nous plaçons dans l'hypothèse où nous ne pouvons pas obtenir les paramètres transformés **Y** partout. Dans ce cas nous supposons alors, en ces points où **Y** est indéterminé, que le tenseur $\mathbf{E}^p$ est alors nul.

Nous résumons cela sous la forme (z étant la profondeur du massif).

$0 \leq z \leq z_1$	: $\mathbf{E}^p = \mathbf{0}$;	**Y** indéterminé
$z_1 \leq z \leq z_2$		**Y** connu
$z_2 \leq z$	: $\mathbf{E}^p = \mathbf{0}$;	**Y** indéterminé

Alors, lorsque le champ **Y** est connu, les formules précédentes : (9), (12), (14), (15) restent valables.

Si $E^p \equiv 0$, alors : $\mathbf{R} \equiv 0$ et $\mathbf{Y} \equiv 0$, (16)

ce qui résoud complètement le problème.

Cette approche, nécessaire dans les cas de géométrie un peu plus complexe, nous servira, un peu modifiée, dans la partie suivante.

3.2.6 Construction locale des paramètres transformés Y

Nous appliquons ici la méthode présentée précédemment. Pour cela il nous faut tout d'abord rappeler les contraintes induites élastiquement dans un massif par la pression d'un cylindre.

3.2.6.1. Contact élastique entre un cylindre et un massif semi-infini *(figure 3)*

Données :

Le massif est élastique linéaire, isotrope de coefficient élastique E et υ.

Le cylindre, de rayon R, est élastique linéaire isotrope de coefficients élastiques E' et υ'.

La force appliquée par contact est normale à la surface du massif et d'intensité F par unité de longueur du cylindre. Le contact a lieu sans frottement.

Aire de contact :

La répartition de la contrainte normale est celle des hypothèses de Hertz.

La demi-largeur du contact, notée a, et la pression normale maximale au centre du contact notée Σo sont alors données par :

$$a^2 = 4\,FR / \pi E_e \qquad \Sigma o = 2F / \pi a \tag{17}$$

où E_e est défini par : $\dfrac{1}{E_e} = \dfrac{1-\upsilon^2}{E} + \dfrac{1-\upsilon'^2}{E'}$

Contraintes induites

En utilisant le changement de variable suivant, lié au contact (0 centre du contact)

$$x = a\,ch\alpha\,\cos\beta \tag{18}$$

$$y = a\,sh\alpha\,\sin\beta$$

l'expression des contraintes non nulles induites élastiquement dans le massif est :

$$\Sigma^H_{xx} = \Sigma o \frac{ch\alpha\,\sin^3\beta}{sh^2\alpha\,\sin^2\beta} - 2\,(ch\alpha - sh\alpha)\,\sin\beta \tag{19}$$

$$\Sigma^H_{yy} = \Sigma o\;\; 2\upsilon\,(sh\alpha - ch\alpha)\,\sin\beta$$

$$\Sigma^H_{zz} = -\Sigma o \frac{ch\alpha\,\sin^3\beta}{sh^2\alpha\,\sin^2\beta}$$

$$\Sigma^H_{xz} = -\Sigma o \frac{sh\alpha\,\cos\beta\,\sin^2\beta}{sh^2\alpha + \sin^2\beta}$$

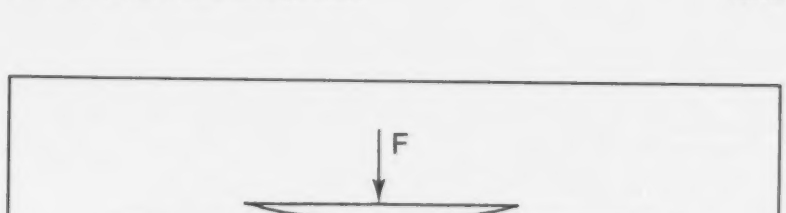


Figure 3:
Contact cylindre-massif

3.2.6.2 Construction locale Y (z) *(figure 4)*

Notre but, par l'introduction des paramètres transformés **Y** est de prendre en compte directement le critère de plasticité. En effet, ce critère s'écrit tout simplement en tout point de la structure :

$$f\left(\boldsymbol{\Sigma}^{H}(x,z) - \mathbf{Y}(z)\right) \leq 0 \qquad \forall\ -\infty < x < \infty \qquad \textbf{(20)}$$

ou encore :

$$\frac{1}{2}\left(\mathbf{S}^{H}(x,z) - \mathbf{Y}(z)\right)^{T}\left(S^{H}(x,z) - \mathbf{Y}(z)\right) - \sigma_{y}^{2} = 0 \qquad \textbf{(21)}$$

Nous nous plaçons à une profondeur z dans le massif. La valeur de x représente en fait la distance entre un observateur fixe dans le massif et la position du cylindre qui roule
($x = \infty$ correspond à l'absence du cylindre,
$x = 0$ correspond au cylindre juste au dessus de l'observateur).

Pour chaque x, *à z fixé,* à l'équation (21) correspond dans l'espace des paramètres transformés **Y**, un convexe Cy(s,z) centré sur $S^{H}(x,z)$, à l'intérieur duquel doit se trouver **Y** (z).

Il nous est possible de définir

$$Cy(z) = \bigcap_{x} Cy(x,z) \qquad \textbf{(22)}$$

qui est l'intersection de tous ces convexes à z fixé.

Nous nous plaçons dans le cas où $\forall$ z Cy(z) $\neq$ 0 (adaptation). Nous pouvons remarquer que Cy(z) est symétrique par rapport à Yxx 0 Yyy.

Dans ce même espace, nous plaçons l'état initial Yo(z) que nous supposons ici par souci de simplification Yo(z) = **0.**

Nous projetons alors Yo(z) sur le convexe Cy(z) si Yo(z) ϵ Cy (z), cela signifie que ce point origine est admissible, et nous supposons alors que $\mathbf{E}^{p}(z) = 0$, si Yo(z) $\notin$ Cy (z), la projection

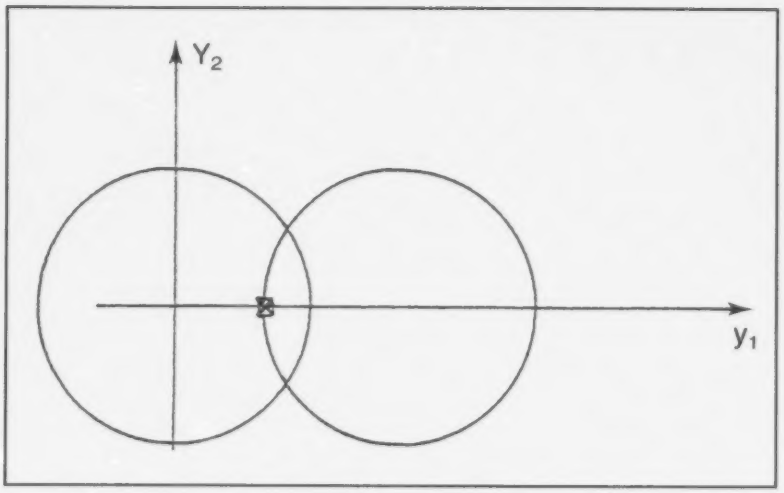


Figure 4:
Construction de Y (adaptation)

en **Y**(z) nous fournit notre tenseur des paramètres transformés.

Ainsi nous avons pour tout z, soit défini **Y**(z), soit obtenu directement $\mathbf{E}^p(z) = \mathbf{0}$.

3.2.7 Déformations plastiques et contraintes résiduelles

Par les équations (9) et (12), il nous est alors possible comme indiqué en 4.2.4 et 4.2.5 de retrouver les champs $\mathbf{E}^p$ et **R**.

En choisissant comme état initial l'état $\mathbf{Y}o = \mathbf{0}$, et en remarquant que le domaine Cy(z) est quel que soit z, symétrique par rapport à l'hyperplan orthogonal à l'axe Yxz étant donné le chargement $\mathbf{S}^H$, les expressions alors se simplifient et l'on a :

$$\mathbf{Y}(z) = \begin{pmatrix} Yxx & 0 & 0 \\ 0 & Yyy & 0 \\ 0 & 0 & Yzz \end{pmatrix} \qquad (23)$$

$$\mathbf{E}^p(z) = \begin{pmatrix} E^p_{xx} & 0 & 0 \\ 0 & E^p_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & E^p_{zz} \end{pmatrix}$$

$$\mathbf{R} = \begin{pmatrix} Rxx & 0 & 0 \\ 0 & Ryy & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

Lorsque $\mathbf{E}^p = \mathbf{0}$, alors $\mathbf{R} = \mathbf{0}$

Lorsque **Y** est déterminé par la projections sur Cy(z), alors on a :

$$\frac{1}{C} Yxx = \left(\frac{1}{E} + \frac{2}{3C}\right) Rxx - \left(\frac{\upsilon}{E} + \frac{1}{3C}\right) Ryy \qquad (24)$$

$$\frac{1}{C} Yyy = -\left(\frac{\upsilon}{E} + \frac{1}{3C}\right) Rxx + \left(\frac{1}{E} + \frac{2}{3C}\right) Ryy$$

$$Yxx + Yyy + Yzz = 0$$

$$E^p_{xx} = \frac{1}{C}\left(Yxx + \frac{2}{3} Rxx - \frac{1}{3} Ryy\right) \qquad (25)$$

$$E^p_{yy} = \frac{1}{C}\left(Yyy + \frac{2}{3} Ryy - \frac{1}{3} Rxx\right)$$

$$E^p_{xx} + E^p_{yy} + E^p_{zz} = 0$$

3.3 Projections répétées d'une sphère; cas de l'accommodation

De la même manière qu'en 3.2, et moyennant quelques hypothèses complémentaires, nous allons ici construire le champ de déformations plastiques $\mathbf{E}^p$, et le champ des contraintes résiduelles **R** qui sont ceux correspondants à un grenaillage.

3.3.0 Hypothèses complémentaires

Nous supposons que des *sphères élastiques* de *rayon R*, sont projetées, *normalement* à la surface du massif, avec une *vitesse v*.

3.3.1 État actuel résiduel

Nous supposons qu'un grand nombre d'impacts ont déjà eu lieu, et se sont répartis de manière assez homogène sur toute la surface. Nous supposons que l'état cyclique accommodé a été atteint.

De la même manière que dans le cas du roulement, lorsqu'un nouvel impact a eu lieu, l'état actuel résiduel ne dépend que de la profondeur z, que ce soit pour le champ des contraintes $\mathbf{R}(z)$ ou le champ des déformations plastiques $\mathbf{E}^p(z)$.

Lors de l'impact lui-même, ces champs *évoluent* et s'écrivent donc $\mathbf{R}(z,t)$, $\mathbf{E}^p(z,t)$.

Le champ de contrainte induit par le contact $\Sigma^H(x,y,z)$ évolue lui aussi durant l'impact.

Le critère est vérifié à tout instant en tout point, en particulier lorsque l'impact est terminé.

3.3.2 Formes des champs R, E^p, Y résiduels et passages $E^p \rightarrow R$; $E^p \rightarrow Y$

Une simplification par rapport au cas précédent apparaît. En effet, le plan xoy définit la surface du massif. Les deux directions x et y sont parfaitement équivalentes puisque nous avons supposé une répartition uniforme des impacts.

Alors, les équations d'équilibre et les conditions aux limites en force conduisent pour le champ des contraintes résiduelles à :

$$\mathbf{R}(z) = \begin{pmatrix} R & 0 & 0 \\ 0 & R & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \qquad (26)$$

De la même manière, $\mathbf{E}^{me} = \mathbf{M}\,\mathbf{R} + \mathbf{E}^p$ et $\mathbf{E}^p$ se réduisent à :

$$\mathbf{E}^{me}(z) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & E^{me} \end{pmatrix} \qquad \mathbf{E}^p(z) = \begin{pmatrix} E^p & 0 & 0 \\ 0 & E^p & 0 \\ 0 & 0 & -2E^p \end{pmatrix} \qquad (27)$$

Les relations $\mathbf{E}^{me} = \mathbf{M}\,\mathbf{R} + \mathbf{E}^p$ se réduisent à :

$$\left(\frac{1-\upsilon}{E}\right) R + E^p = 0 \text{ et } E_{zz}^{me} = -\frac{2\upsilon}{E} R - 2E^p \qquad (28)$$

On voit ici que la relation $\mathbf{R} = \boxed{Z}\ \mathbf{E}^p$ est d'une forme extrêmement simple.

La relation définissant les paramètres transformés **Y**

$$\mathbf{Y} = C\,\mathbf{E}^{p} - \text{dev}\,\mathbf{R} = C\,\mathbf{X} - \text{dev}\,\mathbf{R}$$

s'exprime alors sous une forme très simple :

$$\mathbf{Y} = \begin{pmatrix} Y & 0 & 0 \\ 0 & Y & 0 \\ 0 & 0 & -2Y \end{pmatrix} \qquad (29)$$

$$Y = C\,E^{p} - R/3$$

En utilisant (28) on peut écrire :

$$Y = \left[C + \frac{E}{3(1-\upsilon)} \right] E^{p} \qquad (30)$$

$$Y = \left[1 + \frac{E}{3C(1-\upsilon)} \right] \quad X \quad \left[(\mathbf{Y} = \boxed{B}\,\mathbf{X}) \right]$$

3.3.3 Passage particulier pour les champs résiduels $\mathbf{Y} \rightarrow \mathbf{E}^{p} \rightarrow \mathbf{R}$

Lorsque **Y**(z) est connu partout, il nous est très facile de remonter au champ résiduel de déformations plastiques. En effet, par (30) et (28), on a :

$$E^{p} = \frac{1}{\left(C + \frac{E}{3(1-\upsilon)} \right)} Y \qquad R = -\frac{E}{1-\upsilon} E^{p} \qquad (31)$$

si **Y** est défini, $E^{p} \neq 0$

Lorsque Y n'est pas défini, on prend $E^{p} = 0$ et donc $R = 0$.

3.3.4 Constructions locales du champ Y résiduel

Comme pour le cas du cylindre, nous disposons de la solution analytique du problème du contact élastique d'une sphère et d'un massif semi-infini.

Nous nous plaçons cependant ici dans un cas un peu plus délicat à analyser, puisque les données de l'impact sont le rayon de la sphère, et la vitesse.

Nous supposons que même dans le régime accommodé, l'influence de la boucle en déformation plastique dans le massif est négligeable et que nous pouvons retenir à nouveau comme contraintes induites, celles induites élastiquement. Nous utilisons pour cela les résultats de Davis pour déterminer l'aire de contact et la pression normale maximale pour l'impact, et les contraintes résultant des hypothèses de Hertz pour le contact.

Enfin, bien que lors de l'impact, ces quantités évoluent, nous retenons comme chargement celui correspondant au maximum pour l'aire de contact et la pression normale (c'est à dire lors de l'enfoncement maximum de la sphère), puisque c'est celui-ci qui est représentatif du chargement.

Avant de donner la construction locale de **Y**(z), nous rappellerons donc les résultats de l'impact, et les expressions des contraintes induites.

3.3.4.1 Impact élastique d'une sphère *(Figure 5)*

Impact élastique d'une sphère sur un massif : aire de contact :

Désignons par ρ la masse volumique de la sphère et du massif
par Ra le rayon de la sphère
par Vo la vitesse d'impact

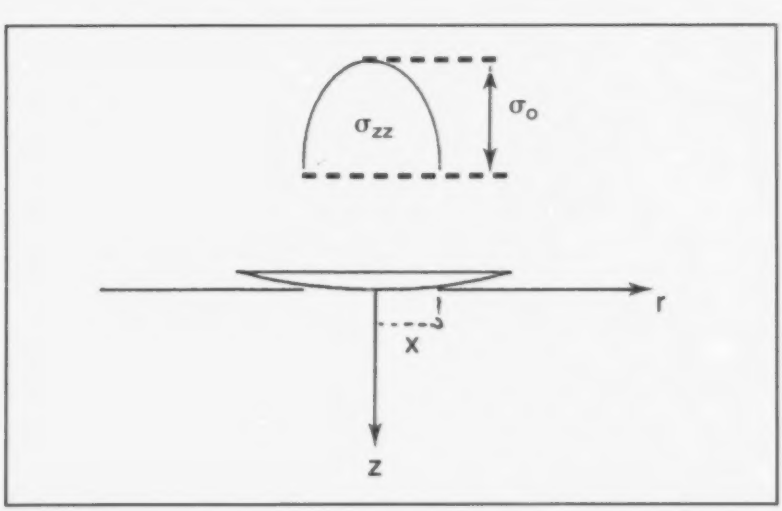


Figure 5:
Contact Sphère-Massif

par E et υ les constantes élastiques communes de la sphère et du massif.

(nous considérons ici pour la simplicité de l'écriture ce cas simple).

Alors, le rayon de l'aire de contact maximal a, et la pression normale maximale Σo sont alors :

$$a = \left(\frac{5}{2} \pi\rho \frac{1 - \upsilon^2}{E} \right)^{2/5} Ra \, V_o^{2/5} \qquad (32)$$

$$\Sigma o = \left(\frac{1}{\pi} \frac{5}{2} \pi\rho \left(\frac{1 - \upsilon^2}{E} \right)^4 \right)^{1/5} V_o^{2/5}$$

Ces valeurs de a et Σo définissent le contact et l'on peut alors utiliser les expressions des contraintes suivantes :

Contraintes induites par contact élastique en une sphère et un massif :

Nous nous plaçons dans un repère de coordonnées cylindrique (r, θ, z) dont l'origine est au centre du contact.

En utilisant le changement de variable :

$$r = a \, ch\alpha \cos\beta \qquad (33)$$

$$z = a \, sh\alpha \sin\beta$$

Les composantes non nulles du tenseur contrainte induit élastiquement sont :

$$\Sigma_H^H = \Sigma o \left\{ sh\alpha \sin\beta \left((1 + \upsilon) \operatorname{Arc\,tg} \frac{1}{sh\alpha} - \ldots \right.\right.$$

$$\ldots - (1 - \upsilon) \frac{sh\alpha}{ch^2\alpha} - \frac{sh\alpha \cos^2\beta}{ch^2\alpha \, sh^2\alpha + \sin^2\beta} \Bigg) - \ldots$$

$$\left.\left. \ldots - 2\upsilon \sin\beta - \left(\frac{1 - 2\upsilon}{3ch^2\alpha} - \frac{2\sin\beta (1 + \sin\beta) - 1}{1 + \sin\beta} \right) \right\} \right.$$

$$\Sigma_\infty^H = \Sigma o \left\{ sh\alpha \sin\beta \left((1 + \upsilon) \operatorname{Arc\,tg} \frac{1}{sh\alpha} - \ldots \right.\right. \qquad (34)$$

$$\ldots - (1 - \upsilon)\ \frac{sh\alpha}{ch^2\alpha}\ \Bigg) - \ldots$$

$$\ldots - 2\upsilon \sin\beta - \frac{1 - 2\upsilon}{3ch^2\alpha}\ \frac{1 + \sin\beta + \sin^2\beta}{1 + \sin\beta}\ \Bigg\}$$

$$\Sigma^M_{zz} = - \Sigma o\ \frac{\sin^3\beta}{sh^2\alpha + \sin^2\beta}$$

$$\Sigma^M_{rz} = - \Sigma o\ \frac{sh\alpha \sin^2\beta \cos\beta}{ch\alpha\,(sh^2\alpha + \sin^2\beta)}$$

En particulier, juste sous le contact, ce qui nous servira en 3.3.4.2, nous avons pour r = 0, les expressions suivantes :

$$\Sigma^M_{rr} = \Sigma^M_{\theta\theta} = \Sigma o \Bigg((1 + \upsilon)\ (\frac{z}{a}\ \text{Arc tg}\ \frac{a}{z} - 1) + \ldots \qquad (35)$$

$$\ldots + \frac{1}{2}\ \frac{a^2}{a^2 + z^2}\Bigg)$$

$$\Sigma^M_{zz} - \Sigma o\ \frac{a^2}{a^2 + z^2}$$

$$\Sigma^M_{rz} = \Sigma^M_{\theta z} = \Sigma^M_{r\theta} = 0$$

3.3.4.2 Construction locale de Y résiduel *(Figure 6)*

Il nous faut procéder comme en 3.2.6.2., à la simple exception que, maintenant, dans l'espace des paramètres transformés **Y**, à une profondeur z fixe, les convexes Cy (x, y, z) des **Y** définis par :

$$\frac{1}{2}\,(S^M(x, y, z) - Y(z))^T\ (S^M(x, y, z) - Y(z)) - \ldots$$

$$\ldots\ \sigma_y^2 \leq 0$$

ont maintenant, pour certaines valeurs de z, une intersection vide : Cy(z) = ∅

Notons de suite, que x et y jouent un rôle équivalent et que les paramètres transformés doivent avoir la forme définie en (29).

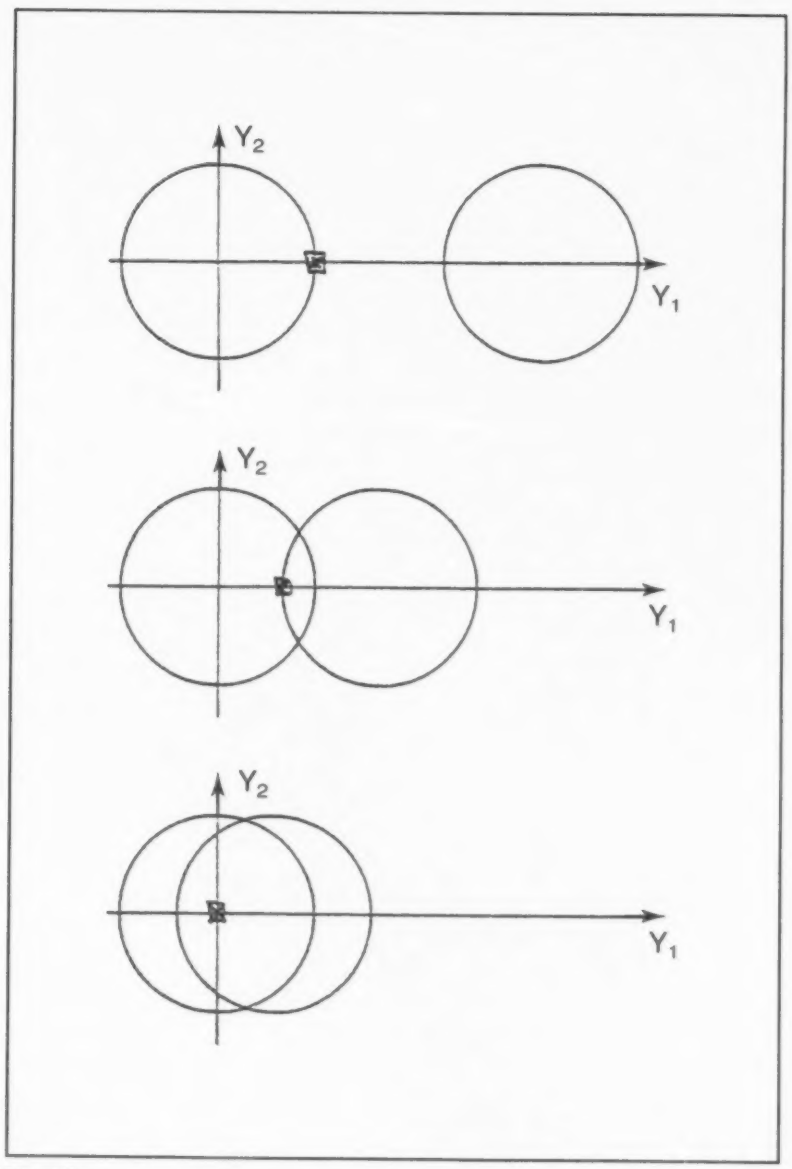


Figure 6:
Construction de Y (accommodation-adaptation)

Par souci de simplicité et en tenant compte de cette expression, nous nous plaçons dans un plan de l'espace **Y** défini par Y_{xx} et Y_{xz} par exemple.

• Plaçons nous comme en 3.2.6.2., à une profondeur z fixée dans le massif.

• Représentons maintenant quelques domaines Cy (s, y, z), en des points particulier, centrés sur S^H (s, y, z), qui sont ceux définis pour :

i) $x = y = \infty \rightarrow S^H \equiv 0$ $\quad C_y^{(0)}$

ii) $\left| S^H_{rz} \right|$ maximum (2 domaines symétriques / Y_{xx}) $\quad C_y^{\alpha}$

iii) $x = y = 0$ et critère maximum $\quad C_y^{(1)}$

• Retenons comme état initial pour simplifier $\mathbf{Y}_0 \equiv \mathbf{0}$

Il reste alors, au vu des valeurs de $\mathbf{S}^H$ trois possibilités :

a) $C_y(z) = \cap\, C_y(x, y, z) = \phi$

b) $C_y(z) = \cap\, C_y(x, y, z) = \phi$ mais $y_o = 0 \notin C_y^{(1)}(z)$

c) $C_y(z) = \cap\, C_y(x, y, z) = \phi$ et $y_o = 0 \in C_y^{(1)}(z)$

• Un trajet cyclique stabilisé peut être schématisé en a).

• l'adaptation locale est obtenue en b) et en c).

• Les paramètres transformés y sont choisis comme indiqués

a) à l'intersection de Y_{xx} avec le bord du convexe C_y^o (z)

b) à l'intersection de Y_{xx} avec le bord du convexe $C_y^{(1)}$ (z)

c) indéfini alors, mais $\mathbf{E}^p = \mathbf{0}$

3.3.5 Déformations plastiques et contraintes résiduelles

Par les équations (31) de 3.3.3, il nous est alors possible de déterminer $\mathbf{E}^p$ et **R**.

Un exemple de résultat est alors donné sur la figure 7, donnant les contraintes résiduelles et les déformations plastiques.

3.4 Conclusions

Bien sûr, ces constructions des contraintes et déformations résiduelles ont été faites pour une géométrie simplifiée à l'extrême.

Les cas concrets de galetage et grenaillage imposent de prendre en compte des géométries un peu moins simplistes.

Des modifications au demeurant très simples doivent être introduites.

4. Application à des cas concrets de grenaillage

Nous présentons ici le traitement précédent du grenaillage légèrement modifié pour deux géométries :

— une plaque d'épaisseur fine

— un cylindre plein.

Ces applications sont faites dans le cas de l'*accommodation*.

Elles permettent de présenter complètement la méthode, et chacun pourra apporter les légères modifications pour traiter le *galetage*.

La demande générale est la même que pour le massif semi-infini, seul l'aspect problème aux limites est différent. Il se traduit simplement par d'autres relations entre $\mathbf{E}^p$ et $\mathbf{R}$.

4.1 Grenaillage d'une plaque

4.1.1 Hypothèses

Nous reprenons ici les hypothèses formulées pour le comportement et la sollicitation d'impact pour des sphères.

En plus, nous supposons que la plaque grenaillée est suffisamment grande, et de plus est libre sur ses faces latérales. Sa hauteur, constante, est notée h; la variable décrivant l'épaisseur est z. L'impact est normal à la surface.

4.1.2 Formes des champs R, E^p, Y

Puisque $\mathbf{R}$ est statiquement admissible avec 0 les équations d'équilibre, et les conditions aux limites ($\Sigma.n=0$ sur les faces $Z = \pm h/2$ nous conduisent à la forme

$$\mathbf{R} = \begin{pmatrix} Rxx & Rxy & 0 \\ Rxy & Ryy & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \text{ ne dépendant que de z} \qquad (34)$$

Or, x et y ne se distinguent pas l'un de l'autre, donc comme au chapitre 4.1.3, le champ des contraintes résiduelles a la forme simple suivante :

$$\mathbf{R}(z) = \begin{pmatrix} R(z) & 0 & 0 \\ 0 & R(z) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \qquad (35)$$

Le champ de déformation plastique E_p ne dépend lui aussi que de z et

$\mathbf{E}^{ine} = M\,\mathbf{R} + \mathbf{E}^p$, ne dépend encore que de z et est cinématiquement admissible avec des données aux limites en déplacement nulles.

Nous avons donc pour $\mathbf{E}^{ine}$, puisque la plaque est libre sur ses faces latérales, et que les directions x et y sont équivalentes, par les équations de compatibilité

$$E^{ine}_{xx} = E^{ine}_{yy} = A_2\,z + A_1$$

$$E^{ine}_{xy} = 0$$

Par la même démarche qu'en 4.1.3, on a aussi :

$$\mathbf{E}^p = \begin{pmatrix} E^p{}_{(z)} & 0 & 0 \\ 0 & E^p{}_{(z)} & 0 \\ 0 & 0 & -2E^p{}_{(z)} \end{pmatrix} \qquad (37)$$

et donc $E^{ine}_{xz} = E^{ine}_{yz} = 0$; E^{ine}_{zz} fonction quelconque de z.

Par intégration nous avons :

$$U^{ine}(z, y, z) = (A_2 z + A_1)\,x \qquad (38)$$

$$V^{ine}(x, y, z) = (A_2 z + A_1)\,y$$

$$W^{ine}(x, y, z) = -A_2\,\frac{x^2}{2} - A_2\,\frac{y^2}{2} + E^{ine}(z)\,dz$$

La relation $\mathbf{E}^{ine} = M\,\mathbf{R} + \mathbf{E}^p$ s'écrit donc :

$$A_2 z + A_1 = \frac{1-\nu}{E}\,R(z) + E^p(z) \qquad (39)$$

où A_2 et A_1 sont inconnus et doivent être déterminés par l'équilibre global des contraintes résiduelles dans la plaque limitée par les faces $Z = \pm h/2$

$$\text{équilibre de la résultante } \int_{-h/2}^{+h/2} R(z)\,dz = 0 \qquad (40)$$

équilibre du moment $\int_{h2}^{h2} R(z)\, zdz = 0$

La relation (39) est une relation biunivoque entre R et E^p en chaque point.

Enfin, nous avons aussi la relation $\mathbf{Y} = C\,\mathbf{E}^p$ - dev **R** à exprimer. Cela se fait sous la forme :

$$\mathbf{Y}(z) = \begin{pmatrix} Y(z) & 0 & 0 \\ 0 & Y(z) & 0 \\ 0 & 0 & -2Y(z) \end{pmatrix} \quad (41)$$

avec $Y(z) = C\,E^p(z) - R/3$ (42)

4.1.3 Détermination locale partielle de Y(z) initial, construction de $E^p(z)$

Dans ce problème, nous appliquons la même démarche qu'en 3.3, en formulant l'hypothèse que le champ **Y**(z) à retenir dans une première étape est celui obtenu lors du grenaillage d'un massif semi-infini avec les mêmes conditions de grenaillage (diamètres des sphères, vitesse d'impact). Nous ne redonnons donc pas ici ni le champ induit élastiquement, ni la construction locale de ce **Y**(z). Il suffit de revenir au 3.3.4.

Rappelons tout de même le résultat essentiel :

- si le point représentatif de l'état initial a bougé, alors nous retenons la nouvelle valeur de **Y**(z),
- si ce point n'a pas bougé, on a $E^p(z) = 0$.

Par les formules (31) de 3.3.3., nous en déduisons quel que soit $z \in [-h/2\ h/2]$ le champ $E^p(z)$.

Ce champ est pris comme source des contraintes résiduelles et constitue la donnée du problème aux limites résumées dans les *équations d'équilibre global* (40).

4.1.4 Construction de R (z)

Dans ce problème, soit $E^p(z) \neq 0$, soit $E^p(z) = 0$, cas que nous avons envisagé en 4.1.2.5.

Ici, la formulation à retenir est encore plus simple. En effet les équations (40) se traduisent par :

$$R(z) = \frac{E}{1-\upsilon}\left\{ A_2 z + A_1 - E^p(z) \right\} \qquad (43)$$

$$\int_{h2} (A_2 z + A_1 - E^p(z))\, dz = 0$$

$$\int_{h2} (A_2 z^2 + A_1 z - z E^p(z))\, dz = 0$$

Ce qui nous détermine A_2 et A_1 puisque $E^p(z)$ vient d'être calculé.

C'est cette étape qui constitue le calcul élastique présenté dans le principe général de cette analyse simplifiée.

4.1.5 Construction du champ Y(z). Vérification

Il nous est maintenant possible par $Y(z) = C\, E^p(z) - R(z)/3$ d'obtenir Y(z).

Nous devons vérifier qu'en tout point z, le critère

f (Y (z)) est vérifié.

Si, par hasard ce critère n'était pas vérifié, cet état Y(z) constituerait un état initial nouveau, et la procédure complète devrait être reprise à partir de ce nouveau champ.

Dans la pratique, ce champ Y(z) est toujours plastiquement admissible. Un exemple de résultat d'un calcul numérique est illustré à la *figure 7*.

4.2 Grenaillage d'un cylindre

4.2.1 Hypothèses

Encore une fois, nous n'allons ajouter aux hypothèses déjà formulées que des hypothèses de nature géométrique.

Nous supposons tout d'abord que la pièce grenaillée est un cylindre «infiniment long» de diamètre d (de rayon r_{ext})

Ce cylindre est grenaillé de manière uniforme sur toute sa surface latérale.

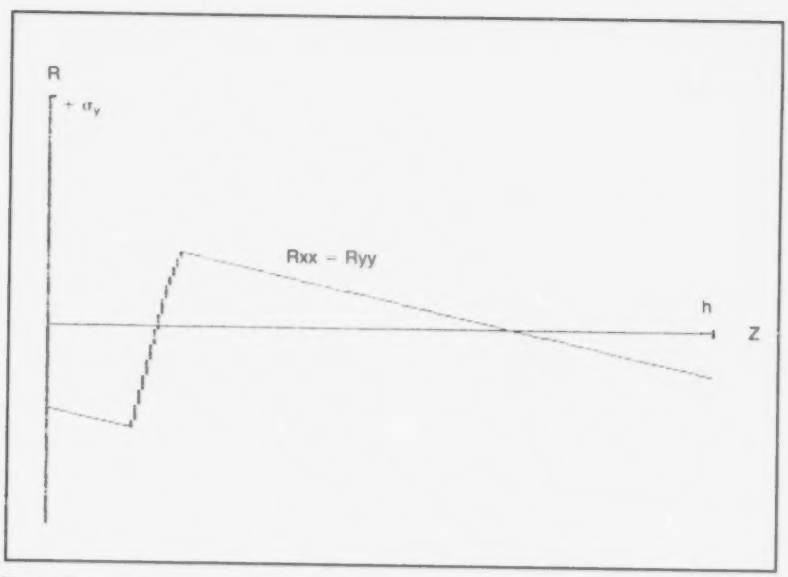


Figure 7:
Grenaillage plaque épaisseur 2 mm

Ce grenaillage a été fait pour des sphères dont le diamètre est petit devant le diamètre du cylindre. L'impact est encore normal à la surface grenaillée.

Nous nous plaçons bien sûr dans le repère des coordonnées cylindriques (r, θ, z) où 0z est l'axe du cylindre, la surface étant défini par $r = r_{ext}$.

Le champ des contraintes résiduelles a donc la forme suivante :

$$\mathbf{R}(r) = \begin{pmatrix} R_{rr}(r) & 0 & 0 \\ 0 & R_{\theta\theta}(r) & R_{\theta z}(r) \\ 0 & R_{\theta z}(r) & R_{zz}(r) \end{pmatrix} \quad (47)$$

dans sa forme générale. Mais étant donné la symétrie de révolution on a $R_{\theta z} = 0$.

4.2.2.3 Forme de E^{ine} et E^{p}

Nous avons toujours : $\mathbf{E}^{ine} = \mathbf{M}\,\mathbf{R} + \mathbf{E}^{p}$ et $\mathbf{E}^{ine}$ est cinématiquement admissible avec 0 en déplacement.

$\mathbf{E}^{ine}$ doit satisfaire aux équations de compatibilité qui se réduisent à :

$$\frac{1}{r}\frac{d}{dr}E^{\varepsilon^0}_{rr} = 0 \qquad (48)$$

$$\frac{d}{dr}\left\{-\frac{1}{r}\frac{d}{dr}\left(r\,E^{\varepsilon^0}_{\theta z}\right)\right\} = 0$$

$$\frac{1}{r^2}\frac{d}{dr}\left(r^2\frac{d}{dr}E^{\varepsilon^0}_{\theta\theta}\right) - \frac{1}{r}\frac{d}{dr}E^{\varepsilon^0}_{rr} = 0$$

Ces équations s'intègrent dans la forme générale suivante :

$$E^{\varepsilon^0}_{zz} = A \;;\; E^{\varepsilon^0}_{\theta z} = B_1 r + \frac{B_2}{r} \;;\; \frac{d}{dr}\left(r\,E^{\varepsilon^0}_{\theta\theta}\right) = \ldots \qquad (49)$$

$$\ldots = E^{\varepsilon^0}_{rr} + C$$

Puisque le problème est posé en symétrie de révolution, ces équations s'intègrent pour obtenir le champ de déplacement inélastique simplement en :

$$U^{\varepsilon^0}_{r} = r\,E^{\varepsilon^0}_{\theta\theta}\;(r) \qquad (50)$$

$$U^{\varepsilon^0}_{\theta} = 2\,B\,rz + r\int 2E^{\varepsilon^0}_{r\theta}\;(r)\,dr + k_1 r = 2Brz + k_1 r$$

$$U^{\varepsilon^0}_{z} \; Az + 2\int E^{\varepsilon^0}_{rz}\;(r)\,dr + k_2$$

$$E^{\varepsilon^0} = \begin{pmatrix} E^{\varepsilon^0}_{rr}(r) & 0 & E^{\varepsilon^0}_{rz}(r) \\ 0 & E^{\varepsilon^0}_{\theta\theta}(r) & 0 \\ 0 & 0 & E^{\varepsilon^0}_{zz}(r) \end{pmatrix} \qquad (51)$$

On a donc déjà simplement : $E^{\varepsilon^0}_{rz} = E^{0}_{rz}$ (52)

Enfin le champ **Y** s'écrit toujours

$$\mathbf{Y}\,(r) = C\;\mathbf{E}^{0}(r) - \text{dev}\;\mathbf{R}(r) \qquad (53)$$

4.2.3 Problème global : Passage particulier $E^p \rightarrow R$

Le problème aux limites qui nous fournit la solution est simplement celui de l'équilibre global d'une section droite (z = constante) qui s'écrit ici en symétrie de révolution :

$$\int_0^{r_{ext}} r\, R_{rr}(r)\, dr = 0 \qquad (54)$$

4.2.2 Forme des champs R, E^{ine}, E^p

4.2.2.1 Généralités

Étant donné les hypothèses formulées, les champs **R**, $\mathbf{E}^{ine}$, $\mathbf{E}^p$, **Y**, ne dépendent *que de la coordonnée r.*

$$\mathbf{R}(r)\ ,\ \mathbf{E}^{ine}(r)\ ;\ \mathbf{E}^p(r)\ ,\ \mathbf{Y}(r) \qquad (44)$$

4.2.2.2 Forme de R

Le champ **R** est statiquement admissible avec 0; il satisfait aux équations d'équilibre et aux données aux limites en force nulle.

Les équations d'équilibre se réduisent à :

$$\frac{d}{dr}(r\, R_{rr}) - R_{\theta\theta} = 0 \qquad (45)$$

$$\frac{d}{dr}(r\, R_{rz}) = 0$$

$$\frac{d}{dr}(r^2\, R_{rr}) = 0$$

Les conditions aux limites homogènes ($\mathbf{R} \cdot \vec{n} = \vec{0}$) s'écrivent,

pour $r = r_{ext}$: $R_{rr}(r_{ext}) = R_{r\theta}(r_{ext}) = R_{rz}(r_{ext}) = 0$ (46)

et de plus, sur l'axe du cylindre on a : $R_{rr}(0) = R_{\theta\theta}(0)$

Complétons l'écriture explicite de $\mathbf{E}^{ine} = \mathbf{M}\,\mathbf{R} + \mathbf{E}^p$

On a : $$\frac{1+\upsilon}{E} R_{rr} = E_{rr}^{ine} + \frac{\upsilon}{1-2\upsilon}\ tr\,\mathbf{E}^{ine} - E_{rr}^p \qquad (55)$$

$$\frac{1+\upsilon}{E} R_{\theta\theta} = E_{\theta\theta}^{ine} + \frac{\upsilon}{1-2\upsilon}\ tr\,\mathbf{E}^{ine} - E_{\theta\theta}^p$$

$$\frac{1+\upsilon}{E} R_{zz} = E_{zz}^{ine} + \frac{\upsilon}{1-\upsilon}\ tr\,\mathbf{E}^{ine} - E_{zz}^p$$

En reprenant la forme de $\mathbf{E}^{ine}(r)$ et en posant $U^{ine}(r) = H(r)$ après quelques calculs, on peut expliciter le champ des contraintes résiduelles à partir d'un champ de déformations plastiques connu de la forme retenue en 3.2.2.

$$R_{rr} = \frac{E}{1-\upsilon^2}\left\{\int_0^r \frac{E^p - E^p_{\theta\theta}}{2u}\,du + \ldots. \right. \qquad (56)$$

$$\left. \ldots. + \frac{(1-2\upsilon)}{r^2}\int_0^r U\frac{E^p_{zz}}{2}\,du + K_1 + (1-2\upsilon)\,K_2 \right\}$$

$$R_{\theta\theta} = \frac{E}{1-\upsilon^2}\left\{\int_0^r \frac{E^p_{rr} - E^p}{2u}\,du - \ldots. \right.$$

$$\left. \ldots - (1-2\upsilon)\int_0^r \frac{uE^p_{zz}}{2}\,du + K_1 + (1-2\upsilon)\,K_2 + \gamma E^p_{rr} - E^p_{\theta\theta} \right\}$$

$$R_{zz} = \frac{E}{1-\upsilon^2}\left\{2\gamma\int_0^r \frac{E^p_{rr} - E^p_{\theta\theta}}{2u}\,du + \ldots \right.$$

$$\left. \ldots + \gamma E^p_{rr} - E^p_{zz} + 2\gamma K_1 - 2(2-\upsilon)\,K_2 \right\}$$

$$R_{rz} = 0$$

$$\text{avec } K_1 = -\int_0^{r_{ext}} \frac{E^p_{rr} - E^p_{\theta\theta}}{2u}\,du$$

$$K_2 = -\frac{1}{r^2_{ext}}\int_0^{r_{ext}} \frac{uE^p_{zz}}{2}\,du$$

A partir de (56) et de $\mathbf{Y}(r) = C\mathbf{E}^p(r) - \text{dev}\,\mathbf{R}(r)$, on obtient aussi $\mathbf{Y}(r)$ en fonction de $\mathbf{E}^p(r)$.

4.2.4 Détermination locale partielle de Y, construction de $E^p(r)$

Nous allons admettre à nouveau la construction de E°_{rr} à partir du champs de déformation plastique obtenu pour un massif semi-infini. Ceci nous est permis par les hypothèses. Il nous suffit de vérifier que l'aire de contact entre les grenailles et le cylindre reste petite devant le rayon du cylindre.

Un simple changement de variable et d'origine locale nous permet d'introduire le champ des déformations plastiques trouvé en 3.3.4 dans un repère 0,XYZ (0, sur la surface grenaillée) dans le repère (0rθz) actuel :

$$\begin{array}{lcl} X & \rightarrow & \theta \\ Y & \rightarrow & z \\ Z & \rightarrow & r \end{array} \qquad (57)$$

En conséquence, dans le repère du cylindre le champ de déformation plastique introduit a la forme suivante :

$$\begin{pmatrix} -2E^{\circ}_{rr} & 0 & 0 \\ 0 & E^{\circ}_{rr} & 0 \\ 0 & 0 & E^{\circ}_{rr} \end{pmatrix}$$

La quantité E°_{rr} est nulle pour $0<r<r_i$ et différente de zéro pour $r_i<r<r_{ext}$.

4.2.5 Détermination de R(r), vérification de Y(r)

Le problème aux limites se simplifie et les équations (56) deviennent :

$$\mathbf{R}(r) = \begin{pmatrix} R_{rr}(r) & 0 & 0 \\ 0 & R_{\theta\theta}(r) & 0 \\ 0 & 0 & R_{zz}(r) \end{pmatrix} \qquad (58)$$

$$R_{rr}(r) = \frac{E}{1-\upsilon^2}\left\{ -\int_0^r \frac{3E^{\circ}(u)}{-2u}\,du \ldots \right.$$

$$\left. \ldots + \frac{(1-2\upsilon)}{2\upsilon^2}\int_0^r uE^{\circ}(u)\,du - (K_1 - (1-2\upsilon)K_2) \right\}$$

$$R_{rr}(r) = \frac{E}{1-\upsilon^2}\left\{ -\int_0^r \frac{3E^\circ(u)}{2u}\,du - \ldots \right.$$

$$\left. \ldots - \frac{(1-2\upsilon)}{2\upsilon^2}\int_0^r uE^\circ(u)\,du + (K_1 - (1-2\upsilon)K_2) - (1+\upsilon)E^\circ(r) \right\}$$

$$R_{zz}(r) = \frac{E}{1-\upsilon^2}\left\{ -2\upsilon\int_0^r \frac{3E^\circ(u)}{2u}\,du \ldots \right.$$

$$\left. \ldots - (1+\upsilon)E^\circ(r) + 2\upsilon K_1 + 2(2-\upsilon)K_2 \right\}$$

avec :

$$K_1 = \int_0^{r_{ext}} \frac{3E^\circ(u)}{2r}\,dr \qquad K_2 = \frac{1}{r^2_{ext}}\int_0^{r_{ext}} \frac{r\,E^\circ(r)}{2}\,dr$$

Par $\mathbf{Y} = C\mathbf{E}^\circ - \text{dev}\,\mathbf{R}$, on obtient $\mathbf{Y}(r)$. Nous devons encore vérifier que $\mathbf{Y}(r)$ est plastiquement admissible et sinon appliquer la procédure donnée en 4.1.

4.2.6 Extensions

Ce cas de grenaillage d'un cylindre a été aisément étendu au cas du grenaillage d'un tube creux, le grenaillage étant fait soit sur la face extérieure du tube, soit sur sa face intérieure. Des exemples de résultats numériques sont illustrés aux *figures 8 à 10*.

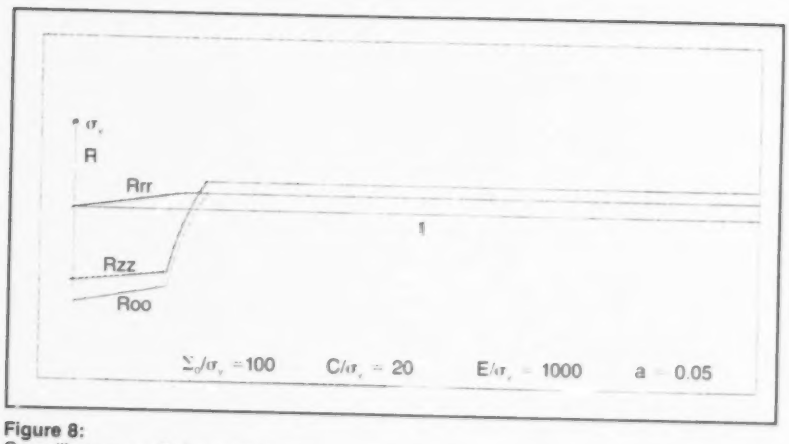


Figure 8:
Grenaillage sur cylindre rayon 2 mm

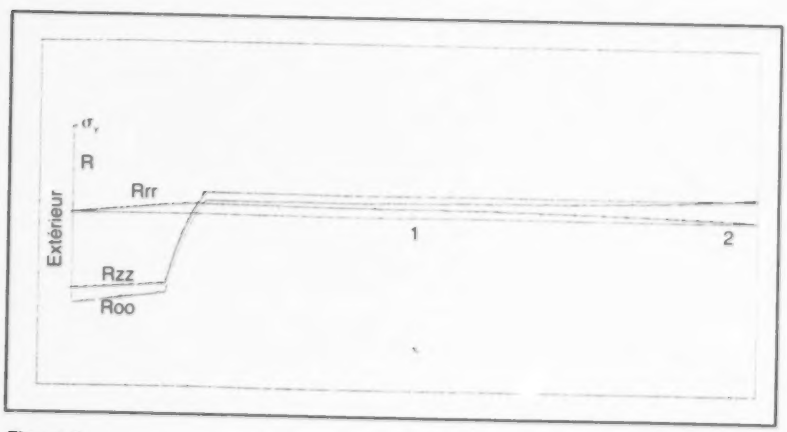


Figure 9:
Grenaillage extérieur sur tube épaisseur 2 mm
(mêmes données que pour la *figure 8*)

5. Conclusion

Nous avons donné ici une modélisation du galetage et du grenaillage en utilisant l'analyse simplifiée des structures.

Nous avons mis en évidence, sur des structures raisonnables, les différents couplages entre **E°**, **R** et **Y** par l'intermédiaire de

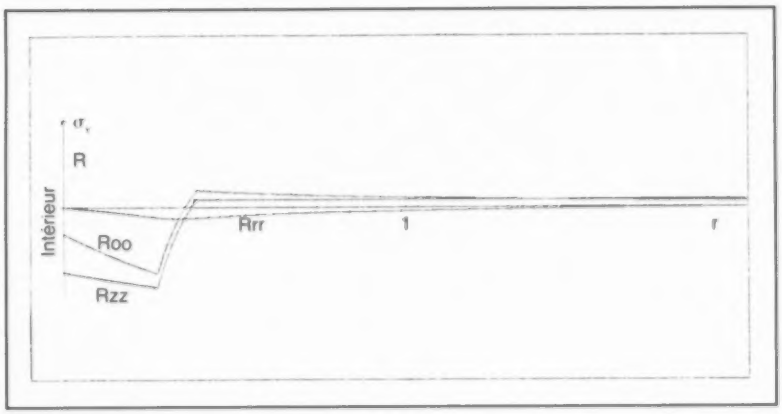


Figure 10:
Grenaillage intérieur sur tube épaisseur 2 mm
(mêmes données que pour la *figure 8*)

relations locales et des équations du problème aux limites global. Nous avons montré comment de simples résolutions élastiques ici analytique, fournissent un résultat représentatif de la réalité.

Pour connaître le champ des contraintes initiales introduites par roulement ou grenaillage dans une structure de forme complexe, il est aisé de voir que la demande proposée en 2 s'applique, via l'utilisation de méthodes numériques de résolution élastique telles la méthode des Éléments finis.

Références

1. J. ZARKA, J. CASIER, «*Elastic plastic response of a structure to cyclic loading : practical rules*», Mechanics Today, Vol. 6, Ed. Nemat-Nasser, Pergamon Press, 1979.
2. J. ZARKA, G. INGLEBERT, «*Sur une nouvelle analyse simple des structures inélasstiques*», Cours à l'Université de la Calabre, Cosenza, Italie, 1980.
3. J. ZARKA, G. INGLEBERT, «*Structural analysis including kinematical hardening and ccreep*», L/11/3, 6th SMIRT, Paris, Août 1981.
4. G. INGLEBERT, «*Analyse simplifiée des structures élastoviscoplastiques sous chargements cycliques*», Thèse, Paris VI, 17 Janvier 1984.
5. B. HALPHEN, Q.S. NGUYEN, *Sur les Matériaux Standards Généralisés*», Journal de Mécanique 14, n° 1, pp. 39-63, 1975.
6. J. ZARKA, J. FRELAT, «*Détermination des contraintes résiduelles et des déformations lors des roulements successifs d'un corps cylindrique sur un massif semi-infini élastoplastique*», C.R. Accad. Sci., Paris, t. 292, n° 4, 6 Avril 1981.
7. Q.S. NGUYEN, «*On the elastic plastic initial boundary value problem and itss numerical integration*», Int. J. For Numerical Methods in Eng., vol. 11, pp. 817-832, 1977.

CHAPITRE 16

Modèles d'endommagement plastique ductile appliqués à la mise en forme

M. Predeleanu

Laboratoire de Mécanique et Technologie
(E.N.S. de CACHAN/C.N.R.S./Université PARIS 6)
CACHAN (France)

RÉSUMÉ

La modélisation du comportement des métaux endommagés par des grandes déformations plastiques lors d'un procédé de mise en forme présente un double intérêt : d'une part elle permet de caractériser l'état d'endommagement d'un produit formé, élément essentiel pour la prévision du comportement ultérieur du matériau en service et d'autre part elle constitue un outil nouveau pour la détermination des limites de formage.

Dans le cadre de la mécanique des milieux continus, deux modèles théoriques d'endommagement ont déja été appliqués en mise en forme à froid des métaux :

a. modèle basé sur les modifications des propriétés élastiques du matériau dues aux déformations plastiques,

b. modèle basé sur l'évaluation de la porosité développée lors des grandes déformations plastiques.

L'auteur analyse différentes formulations adoptées en littérature, les modèles simplifiés appliqués en forgeage et emboutissage et propose un nouveau modèle qui tient compte à la fois des élasticités variables et aussi du développement de la porosité en considérant le matériau plastiquement dilatant et sensitif au premier invariant du tenseur des contraintes.

1. Introduction

1.1 Le concept d'endommagement plastique ductile

Les grandes déformations plastiques subies par un matériau métallique lors d'une opération de mise en forme engendrent d'importantes modifications de structure interne : la multiplication et la redistribution des dislocations, l'évolution des orientations cristallographiques, les éventuelles transitions de phases, la formation et la croissance de microcavités et microfissures,... etc. Celles-ci évidemment ont des effets sur le comportement du matériau tant au cours même du processus de formage, mais aussi au cours de son utilisation ultérieure en service.

Si la multiplication et la redistribution des dislocations sont responsables surtout de la consolidation (durcissement) du matériau, au sens de l'écrouissage, la présence des microcavités et des microfissures conduisent à l'affaiblissement de la matière au sens de la diminution de sa capacité résistante aux différentes sollicitations, phénomène connu sous le nom d'endommagement.

Quoique les différentes modifications structurales apparaissent dès le début du processus de déformation et évoluent tout au long du processus, elles deviennent prépondérantes dans certaines phases de celui-ci. Ainsi, l'endommagement devient très important en présence des grandes déformations plastiques, contrôlant le comportement du matériau pendant la dernière phase du processus de déformation précédant la rupture ductile. Or, comme il est connu, les limitations d'un procédé de formage sont déterminées essentiellement par les ruptures généralement apparentes à l'oeil nu pour les produits massifs et par les localisations des déformations (strictions ou bandes de cisaillement) pour les produits plats, c'est-à-dire par des conditions sur des états très avancés de déformation et de détérioration du matériau.

L'endommagement de la matière lors de la déformation plastique est un *processus* caractérisé par trois phases principales :

a) création des microcavités autour des inclusions et des précipités, soit par la décohésion à l'interface matrice-particule, soit par la fissuration des particules,

b) la croissance des cavités existantes (endommagement initial) ou nouvellement créées,

c) la coalescence des cavités (par des micro-instabilités locales) qui conduit à la rupture de l'élément de volume au sens de la mécanique des milieux continus déformables.

Chaque phase de l'évolution de l'endommagement est contrôlé par l'état de contraintes et de déformations tant au niveau microscopique (les hétérogénéités de ces champs au niveau particule-matrice influant beaucoup sur cette évolution) qu'au niveau macroscopique.

L'état de l'endommagement d'un matériau où brièvement le dommage, à un moment donné, du processus est physiquement déterminé si on connaît la distribution des cavités et leur géométrie (forme et dimensions). Les moyens d'investigations métallographiques actuels permettent une telle évaluation quoique les précisions sont encore insuffisantes et les volumes observés très réduits. Une telle démarche peut être utile à la vérification des autres approches ou encore à l'identification de certains paramètres des modèles théoriques, mais dans l'état actuel de la recherche, celle-ci ne peut pas déboucher sur une méthode systématique de caractérisation et de prévision de l'évolution de l'endommagement dans un produit formé ou en service.

La modélisation du comportement plastique des matériaux en présence de l'endommagement, dans le cadre de la Mécanique des milieux déformables, doit tenir compte d'une part d'une mesure de l'endommagement et de sa loi de l'évolution et d'autre part de ce que l'endommagement apporte comme effets sur les éléments de base de la théorie de la plasticité classique : composante élastique de la déformation totale, la loi d'écoulement, les potentiels plastiques, en particulier la fonction de charge (critère de plasticité), la courbe d'écrouissage en chargement monotone (courbe rationnelle), surtout dans sa phase finale avant la rupture (écrouissage négatif ou adoucissement)... etc.

Ci-dessous on mentionnera quelques résultats théoriques et expérimentaux concernant les effets de l'endommagement sur certains de ces éléments.

1.2 Effets sur le comportement élastique

Les modifications du comportement élastique lors de l'écoulement plastique déjà signalées dans [1-3] ont été mises en évidence pour différents matériaux métalliques (cuivre, aluminium, aciers, alliages) par plusieurs études expérimentales récentes [4-7] au Laboratoire de Mécanique et Technologie de CACHAN. La plupart des mesures concernent le module d'YOUNG E et le coefficient de POISSON ν caractérisant un comportement linéaire élastique. Les variations de ces caractéristiques élastiques ont été trouvées significa-

tives, pouvant être établies à partir de ces résultats des lois d'évolution en fonction de la déformation plastique uniaxiale e_H^p (déformation logarithmique de HENCKY).

À titre d'exemple, on peut remarquer que pour plusieurs matériaux une décroissance quasi-linéaire du module d'YOUNG avec e_H^p a été mise en évidence.

Pour étudier l'influence d'un procédé de formage à froid (en l'occurrence l'extrusion) sur l'élasticité de certains aciers (30CD4, 18CD4) dans [7,8], on a comparé les résultats obtenus dans l'état du matériau avant l'extrusion (état dit «vierge») avec ceux de l'état filé. La dégradation de l'élasticité est d'autant plus grande que les conditions d'extrusion sont plus sevères (le rapport de réduction r et l'angle de filière α croissants). Cette dégradation est attribuée à l'augmentation de l'endommagement, donc à la diminution de la section résistante aux sollicitations (tel qu'il a été observé par des moyens métallographiques). L'influence propre de la porosité sur les caractéristiques élastiques d'un matériau a été mise en évidence aussi soit directement par des mesures de densité et du module élastique [9] ou par des simulations sur des plaques multiperforées [10], ou encore moyennant des modèles théoriques des milieux à cavités généralement sphériques [11-12]. Ainsi, dans [9] a été déterminée pour un acier 30CD4 (resulfuré, à sulfure globulaire) la variation du module d'YOUNG avec la densité relative par un essai assez laborieux qui a permis de réduire l'influence sur les résultats des autres facteurs comme l'écrouissage et le développement des textures.

Généralement, l'endommagement, comme l'écrouissage aussi, induisent des anisotropies sur le comportement élastique, modifiant le groupe d'isotropie du matériau. La détermination expérimentale des paramètres d'un modèle élastique anisotrope, même linéaire, sans changer l'état d'endommagement du matériau par l'intervention de l'essai soulève des problèmes difficiles de mesure. Il est attendu que par la technique des ultrasons de telles caractérisations soient possibles.

1.3 Effets sur le critère de plasticité

La définition d'un critère de plasticité pour un matériau endommagé doit tenir compte des résultats suivants :

a) le critère est dépendant de l'état d'avancement de l'endommagement et par conséquent la mesure de l'endommagement doit y figurer. Malheureusement, il n'y a pas de résultats expérimentaux concernant l'évolution des surfaces de charge dans le domaine des grandes déformations qui pourraient établir la dépendance des critères de plasticité de l'endommagement ainsi induit. Par

contre, il y a des preuves indirectes qui ont servi même à la définition de ces critères avec les limites qui s'imposent. On peut citer d'abord les essais faits sur les matériaux doués d'une porosité initiale importante (comme les matériaux métalliques frittés) qui ont mis en évidence cette dépendance [13,14]. D'autre part, les essais numériques sur des modèles de matériaux à trous ont montré aussi que le critère de plasticité est dépendant de la fraction volumique des trous [15,16].

b) le développement de l'endommagement et surtout la croissance des cavités produisent des variations de volume irréversibles. Pour les décrire, un critère de type MISES, c'est-à-dire défini uniquement par le second invariant du déviateur du tenseur des contraintes est insuffisant. La présence du premier invariant dans le critère a déjà été utilisé pour modéliser les matériaux à forte porosité, soit les matériaux métalliques frittés, soit pour les matériaux non-métalliques comme certains sols et roches, ou même le béton.

Dans [17], le premier invariant a été aussi introduit pour tenir compte de la dilatation plastique d'un milieu soumis à la rupture ductile.

D'autre part, dans [15,16] a été démontrée pour des configurations particulières de la structure interne du matériau l'intervention dans le critère du premier invariant du tenseur de contrainte.

Des critères de plasticité définis moyennant les trois invariants du tenseur de contraintes ont été proposés aussi par exemple dans [18] et [19].

À titre d'exemple, sont données ci-dessous les expressions analytiques de quelques critères de plasticité utilisés pour modéliser l'écoulement plastique des matériaux métalliques endommagés dans le domaine des grandes déformations, soit pour des calculs en mise en forme, soit pour prédire la rupture ductile.

i) Dans [15], le critère est déduit par une méthode approximative d'analyse limite pour une matrice rigide, parfaitement plastique, contenant un trou sphérique

$$F(\boldsymbol{\sigma}, \sigma_M, f_v) = \frac{3J_2(\boldsymbol{\sigma}')}{\sigma_M^2} + 2f_v \cosh \frac{J_1(\boldsymbol{\sigma})}{2\sigma_M} - \ldots \quad (1)$$

$$\ldots - (1 + f_v^2)$$

où $\boldsymbol{\sigma}$ est le tenseur des contraintes macroscopiques de CAUCHY, $\boldsymbol{\sigma}' = \boldsymbol{\sigma} - 1/3\ tr\boldsymbol{\sigma}$ son déviateur, $J_1(\boldsymbol{\sigma}) = tr\boldsymbol{\sigma}$, le premier invariant de $\boldsymbol{\sigma}$, $J_2 = 1/2\ tr\boldsymbol{\sigma}'^2$ le deuxième invariant de $\boldsymbol{\sigma}'$ σ_M la contrainte équivalente de la matrice, f_v la fraction volumique des cavités.

Le même résultat a été obtenu par une méthode d'homogénéisation dans [16]. La fonction seuil (1) a été généralisée [20] sous la forme :

$$F(\boldsymbol{\sigma}, \sigma_M, f_v) = \frac{3J_2(\boldsymbol{\sigma}')}{\sigma_M^2} + 2f_v^* \cosh \frac{J_1(\boldsymbol{\sigma})}{2\sigma_M} - \ldots \quad (2)$$

$$\ldots - [1 + q_3^2 f_v^{*2}]$$

où

$$f_v^* = \begin{cases} f_v \text{ ,pour } f_v \leq f_{vc} \\ f_{vc} + k(f_v - f_{vc}) \end{cases}$$

avec f_{vc} une valeur critique de f_v, k et q_3 deux autres constantes du matériau. Dans [21], on trouve la fonction seuil modifiée sous la forme :

$$F(\boldsymbol{\sigma}, \sigma_M, f_v) = \frac{3J_2(\boldsymbol{\sigma}')}{\sigma_M^2} + 2q_1 \cosh \frac{q_2}{2} \frac{J_1(\boldsymbol{\sigma})}{\sigma_M} - \ldots \quad (3)$$

$$\ldots - [1 + q_3 f_v^2]$$

où q_i sont trois paramètres.

La fraction volumique f_v évolue avec l'état de déformation conformément à l'équation postulée sous la forme :

$$\dot{f}_v = \dot{f}_{v\ nucléation} + \dot{f}_{v\ croissance} \quad (4)$$

avec

$$\dot{f}_{v\ nucléation} = A\dot{\sigma}_M + \frac{B}{3} \operatorname{tr} \dot{\boldsymbol{\sigma}} \quad (5)$$

$$\dot{f}_{v\ croissance} = (1 - f_v) \operatorname{tr} \mathbf{D}^p \quad (6)$$

$\mathbf{D}_p$ est la composante plastique du tenseur taux de déformation totale, A et B deux constantes.

ii) Utilisant une mesure de l'endommagement $\beta(\rho)$ fonction de la densité ρ du matériau comme variable interne, dans [22], on arrive à définir en se servant d'une forme particulière du potentiel (dual) de dissipation la fonction seuil suivante :

$$F(\tau,\beta) = J_2'^{1/2}(\tau') + A + B(\beta)\, m \exp \frac{J_1(\tau)}{3n} \qquad (7)$$

où A et B sont des forces généralisées associées respectivement à la variable interne d'écrouissage et à la variable interne d'endommagement, m et n, deux constantes du modèle, τ le tenseur de contraintes de KIRCHHOFF.

iii) La présence du premier invariant J_1 par une fonction puissance d'ordre deux dans la fonction seuil a été postulée tant pour les métaux à porosité initiale [23-25] que pour modéliser le matériau endommagé soumis à la rupture ductile [17,19].

Ainsi, la fonction seuil utilisée dans [19] a la forme suivante :

$$F(\sigma,f_v) = J_2(\sigma') + n\, f_v J_1^2(\sigma) - \sigma_0^2(1 - f_v^{*2}) \qquad (8)$$

où n et σ_0 sont deux constantes du modèle.

L'équation de l'évolution de f_v est postulée sous la forme

$$\dot{f}_v = \frac{h}{1 - f_v}\, tr(\sigma D^p) + I\dot{J}_1 + (1 - f_v)\, g\, tr D^e \qquad (9)$$

où h et I sont deux fonctions décrivant la nucléation et g une fonction décrivant la croissance des cavités.

2. Modèles de comportement élasto-plastique des solides endommagés

2.1 Variables d'endommagement isotrope

La modélisation du comportement des solides déformables endommagés dans le cadre de la Mécanique des milieux continus, qui repose sur l'hypothèse de base que tout point géométrique appartenant au domaine occupé par le solide est un point matériel, n'est pas un défi. Dans ce cadre là, on a pu modéliser les défauts ponctuels par les distributions Dirac, les fissures macroscopiques en admettant des discontinuités du champ de déplacement, les milieux à cavités de géométrie connue et de rangement périodique, en les substituant en milieux continus équivalents par des méthodes d'homogénéisation, etc.

L'idée d'introduire une variable continue pour modéliser l'état d'endommagement d'un solide [26] appartient à KACHANOV (1958),

reprise dix ans plus tard par RABOTNOV (1968) [27]. Le but recherché par ces auteurs était de prévoir le temps et la déformation de rupture d'un matériau soumis au fluage.

La signification de cette variable continue consiste à quantifier la diminution de la section résistante à l'intérieur du matériau par l'apparition des cavités, c'est-à-dire si S est la section normale à une direction $\vec{n}$ considérée dans le matériau non-endommagé et $\tilde{S}$ est la section effective qui reste après la déformation en retirant les cavités créées, on peut écrire :

$$\tilde{S} = S(1 - D) \ , \ 0 \leq D \leq 1 \qquad (10)$$

où D est la variable continue d'endommagement qui prend la valeur zéro pour l'état non-endommagé (ou vierge) du matériau et la valeur unité quand la rupture se produit.

Le concept de section effective amène à définir la contrainte effective (unidimensionnelle) par

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D} \qquad (11)$$

qui est supérieure à la contrainte définie sur la section apparente et devient infinie à la rupture. Appliqué au comportement élastique linéaire, la variable D peut être définie à partir des variations du module d'YOUNG (lors d'un essai unidimensionnel)

$$\varepsilon = \frac{\tilde{\sigma}}{E_o} = \frac{\sigma}{E} = \frac{\sigma}{(1 - D)E_o}$$

d'où

$$D = 1 - \frac{E}{E_o} \qquad (12)$$

Comme il a été souligné, la variable D dépend généralement de la direction $\vec{n}$. Cette variable a été généralisée pour les sollicitations multiaxiales en lui donnant un caractère vectoriel ou tensoriel (voir [28] pour des références à ce sujet).

Si on admet que l'état d'endommagement créé ne dépend pas de $\vec{n}$, la variable D est un scalaire (endommagement isotrope).

Une autre variable d'endommagement isotrope introduite plus récemment [29] est basée sur les mesures de variations de densité au cours de la déformation

$$\delta = \frac{\rho - \rho_0}{\rho_0}, \quad 0 \leq \delta \leq 1 \tag{13}$$

Quoique la présence des fissures planes ne modifient pas sensiblement la valeur de δ et d'autre part les effets des dislocations sur δ sont difficilement connus, cette mesure donne une indication globale de la variation relative de la fraction volumique de cavités f_v variable largement utilisée dans la modélisation.

Initialement, les variables scalaires D et δ (ou f_v) ont été introduites pour étudier l'endommagement dû au fluage, mais leur utilisation pour des problèmes indépendants du temps (endommagement plastique) a été considérée ultérieurement dans [4, 30-32].

2.2 Modèles isotropes à une variable d'endommagement

Moyennant les variables scalaires D ou δ (ou f_v), deux modèles simplifiés d'endommagement plastique isotrope ont été formulés :

2.2.1 Modèle basé sur la variation du module d'YOUNG

En utilisant le concept de contrainte effective, le modèle d'un matériau endommagé est déduit dans [33] en remplaçant dans les relations de comportement du matériau endommagé, le tenseur de contrainte de CAUCHY σ par le tenseur $\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D}$. Ainsi, les relations élastiques en petites déformations sont données (dans l'hypothèse de l'équivalence de la déformation) par :

$$\frac{\boldsymbol{\sigma}}{1 - D} = \mathbf{a}_0 : \boldsymbol{\varepsilon}^e \equiv \frac{\nu_0 E_0}{(1 - \nu_0)(1 - 2\nu_0)} \, tr\, \boldsymbol{\varepsilon}^e \mathbf{1} + \ldots \tag{14}$$

$$\ldots + \frac{E_0}{1 + \nu_0} \boldsymbol{\varepsilon}^e$$

d'où

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{a} : \boldsymbol{\varepsilon}^e \quad , \quad \mathbf{a} = \mathbf{a}_0 (1 - D)$$

où $\mathbf{a}_0$ est le tenseur de HOOKE du matériau à l'état vierge (E_0 le module d'YOUNG, ν_0 le coefficient de POISSON), la composante élastique de la déformation totale $\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^p$ et $\mathbf{1}$ le tenseur unité.

Le critère de plasticité est proposé sous la forme

$$F(\boldsymbol{\sigma}, R, D) = \frac{\sigma_{eq} - R}{1 - D} - \sigma_y \qquad (15)$$

où $\sigma_{eq} = (3J_2(\boldsymbol{\sigma}^s))^{1/2}$ est la contrainte équivalente de Von MISES, R la variable associée à la variable interne d'écrouissage isotrope, soit p, σ_y la limite d'élasticité initiale.

Remarque 1 : De la relation (14), il résulte que le coefficient de POISSON reste constant et que la variable D peut être déterminée à partir des variations d'un seul module élastique, soit en particulier E, lors du processus de déformation.

Remarque 2 : Il résulte de la définition du critère de plasticité postulé sous la forme (15) que la variable d'endommagement D, déterminée à partir du comportement élastique agit de la même façon sur le critère. D'autre part, en utilisant l'expression (15), on se place dans l'hypothèse d'incompressibilité plastique.

Le statut thermodynamique de ce modèle, dans le cadre des matériaux standards généralisés est défini en postulant les deux potentiels thermodynamiques : l'énergie libre ψ et le potentiel (dual) de dissipation φ sous la forme :

$$\psi = \psi_e(\boldsymbol{\varepsilon}^e, D) + \psi_p(p) \qquad (16)$$

avec

$$\psi_e(\boldsymbol{\varepsilon}^e, D) = \frac{1}{2}(1 - D)\,\mathbf{a}_0 : \boldsymbol{\varepsilon}^e : \boldsymbol{\varepsilon}^e \qquad (17)$$

et

$$\varphi = F(\boldsymbol{\sigma}, R, D) + \varphi_D(Y, D) \qquad (18)$$

où Y et R sont les variables associées respectivement à D et p

$$Y = \rho \frac{\partial \psi_e}{\partial D} = -\frac{1}{2}\,\mathbf{a}_0 : \boldsymbol{\varepsilon}^e : \boldsymbol{\varepsilon}^e \qquad (19)$$

F est donné par la relation (15) et φ_D est le potentiel de dissipation dû à l'endommagement.

Une fonction particulière φ_D a été proposée sous la forme [30,31]

$$\varphi_D = \frac{S}{s+1}\frac{1}{1-D}\left(-\frac{Y}{S}\right)^{s+1} \qquad (20)$$

où s et$S$ sont deux constantes du matériau, R est pris comme habituellement

$$R(p) = Kp^N \quad , \quad p = \left(\frac{2}{3}\,\dot{\varepsilon}^p : \dot{\varepsilon}^p\right)^{1/2} \tag{21}$$

où K et N sont des paramètres d'écrouissage identifiés dans un essai unidimensionnel.

Les relations (15) - (21) déterminent complètement le modèle.

Utilisant le même procédé, dans [34] sont postulées les équations constitutives en grandes déformations, pour un matériau à écrouissage isotrope endommageable (endommagement isotrope défini par une seule variable interne). La contrainte effective et le taux de déformation sont définis dans la configuration tournée déterminée par les rotations Q, solutions de l'équation différentielle

$$\dot{\mathbf{Q}}^T\mathbf{Q} = \mathbf{W} \tag{22}$$

où **W** est la partie antisymétrique du gradient des vitesses, $\mathbf{W} = (\nabla v)_A$, [35].

Ainsi si τ est la contrainte de KIRCHHOFF et **D** le taux de déformation, on définit

$$\underset{\sim}{\tau} = \mathbf{Q}\tau\mathbf{Q}^T \quad , \quad \underset{\sim}{\mathbf{D}} = \mathbf{Q}\,\mathbf{D}\,\mathbf{Q}^T \tag{23}$$

Les équations constitutives sont obtenues en remplaçant la contrainte $\underset{\sim}{\tau}$ par la contrainte effective

$$\underset{\sim}{\tilde{\tau}} = \frac{\underset{\sim}{\tau}}{1 - D} \tag{24}$$

dans la loi élastique linéaire isotrope (de type hypoélastique) et dans le critère de plasticité.

2.2.2 Modèle basé sur la variation de la porosité

Ce modèle, à l'origine dans les travaux de GURSON [15] est développé par plusieurs auteurs [20-21] et appliqué pour modéliser la rupture ductile, ainsi que pour des calculs des écoulements plastiques en mise en forme [36].

Les hypothèses de base concernent l'invariance des propriétés élastiques avec la déformation, l'endommagement étant modélisé moyennant la fraction volumique des cavités qui intervient dans le critère de plasticité tel que (1)-(9).

Le comportement élastique est défini par une loi hypoélastique de la forme :

$$D^e = \frac{1+\nu}{E} \overset{\nabla}{\tau} - \frac{\nu}{E} tr\,\tau\, 1 \qquad (25)$$

où $\overset{\nabla}{\tau}$ est la dérivée JAUMANN du tenseur des contraintes de KIRCHHOFF

$$\overset{\nabla}{\tau} = \dot{\tau} - W\tau - \tau W \qquad (26)$$

D^e est la composante élastique du taux de déformation **D**, tel que $D = D^e + D^p$

L'écoulement plastique couplé à l'endommagement est défini par :

$$D^p = \Lambda \frac{\partial F}{\partial \tau} \qquad (27)$$

où $F(J_1, J_2, \sigma_M, f_v)$ est la fonction seuil définie en fonction de la fraction volumique f_v qui quantifie l'état d'endommagement isotrope (1)-(3).

La condition de consistance $\dot{F} = 0$ permet de calculer Λ.

L'équation d'évolution pour f_v est prise sous la forme (4)-(6).

Ce modèle a été développé dans [36] par l'introduction de multipotentiels de plasticité décrivant la phase de coalescence de l'endommagement.

2.3 Modèle isotrope généralisé

Les hypothèses principales sur lesquelles est basé le modèle proposé sont les suivantes :

H1. L'endommagement affecte aussi bien le comportement élastique du matériau que le critère de plasticité,

H2. La déformation plastique produit des variations de volume irréversibles,

H3. Le comportement élastique est défini par une loi de type hyperélastique, c'est-à-dire moyennant un potentiel thermodynamique, en l'occurence l'énergie libre,

H4. L'écoulement plastique est décrit par une loi associative (le potentiel de plasticité coïncide avec la fonction de charge) et la loi de normalité,

H5. La fonction de charge est définie par le premier et le deuxième invariant du tenseur de contraintes.

La construction du modèle réclame donc :

a. le choix des variables thermodynamiques d'état ou internes qui vont définir à tout instant l'état du milieu déformable,

b. la définition des deux potentiels thermodynamiques : l'énergie libre ψ et la fonction de charge F,

c. les lois d'évolution pour les paramètres internes.

Remarque :

Si on se place dans l'hypothèse des matériaux standards généralisés, la connaissance du potentiel de dissipation suffit pour définir les équations d'évolution de tous les paramètres internes.

Le choix des variables intervenant dans le modèle porte essentiellement sur :

- une mesure de la déformation élastique,
- la composante plastique du taux de déformation totale,
- deux variables internes scalaires α_1 et α_2 qui vont mesurer les variations des modules élastiques définissant la loi élastique isotrope (non-linéaire et linéaire) dues aux différents effets de la déformation, mais surtout dues à l'endommagement,
- une variable interne scalaire α_3 qui va être interprétée par exemple comme la fraction volumique f_v des cavités intervenant dans le critère de plasticité pour marquer l'influence de l'endommagement sur celui-ci,
- une variable interne scalaire $\alpha_4 = p$ pour décrire l'écrouissage isotrope de la matière vierge (la matrice entre les cavités).

Comportement élastique. Toute construction d'un modèle de comportement élastoplastique en grandes déformations demande de définir préalablement la composante élastique de la déformation totale. Ceci peut se faire de plusieurs façons, d'après le choix de l'une ou de l'autre des configurations suivantes qui peuvent être utilisées pour définir les différentes grandeurs mécaniques : la configuration initiale (non-déformée, supposée configuration naturelle), la configuration actuelle (ou courante), la «configuration relâchée» (obtenue par le relâchement des contraintes) et enfin une «configuration

tournée» (obtenue par une rotation de la configuration actuelle; cette configuration n'est pas une configuration physique, elle sert uniquement à la modélisation mathématique).

La déformation élastique est définie du point de vue physique par la déformation obtenue par le relâchement local des contraintes. Mathématiquement, si on choisit la décomposition multiplicative du gradient de déformation :

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}^{e}\,\mathbf{F}^{p} \tag{28}$$

$\mathbf{F}^e$ nous décrit la partie élastique et $\mathbf{F}^p$ la partie plastique de la transformation totale $\mathbf{F}$ qui est le gradient de l'application transportant un point M_0 de la configuration initiale I_0 (à $t=t_0$) dans la configuration actuelle I_t (à t)

$$\mathbf{F} = \nabla_{\chi_0}\chi \quad ; \quad \chi \in I_t \quad , \quad \chi_0 \in I_0 \tag{29}$$

La décomposition (28) nous définit la configuration relâchée à une rotation de corps rigide près. À partir de $\mathbf{F}^e$, on peut introduire sur la configuration actuelle, comme mesure de la déformation élastique (en description spatiale ou eulérienne) le tenseur de CAUCHY-GREEN gauche

$$\mathbf{B}^{e} = \mathbf{F}^{e}\,\mathbf{F}^{eT} \tag{30}$$

D'autres mesures peuvent également être utilisées, comme le tenseur de FINGER $\mathbf{B}^{e-1}$, le tenseur d'EULER ALMANSI $\mathbf{e}^e = \frac{1}{2}(1-\mathbf{B}^{e-1})$ ou le tenseur de HENCKY $\mathbf{h} = \frac{1}{2}\log \mathbf{B}^e$

Supposons qu'il existe un potentiel thermodynamique ψ, l'énergie libre spécifique, fonction isotrope de tenseur de déformation élastique et des variables internes α_i, $i=1,\dots,4$. La loi de type hyperélastique, en fonction du tenseur de KIRCHHOFF est donnée par

$$\boldsymbol{\tau} = 2\,\rho_0\,\frac{\partial \tilde{\psi}(\mathbf{B}^e, \alpha)}{\partial \mathbf{B}^e} \equiv \rho_0\,\frac{\partial \hat{\psi}(\mathbf{e}^e, \alpha)}{\partial \mathbf{e}^e} \equiv \dots \tag{31}$$

$$\dots \equiv \rho_0\,\frac{\partial \breve{\psi}(\mathbf{h}^e, \alpha)}{\partial \mathbf{h}^e}$$

Les variables Y_i (les forces thermodynamiques) associées aux paramètres internes α_i sont définies par

$$Y_i = \rho_0 \frac{\partial \psi}{\partial \alpha_i} \tag{32}$$

Des formes particulières de la fonction ψ peuvent être envisagées :

a) Modèle élastique non-linéaire de type HADAMARD,

$$\text{Soit } \psi(\mathbf{B}^e, \alpha) = \psi_1(\mathbf{B}^e, \alpha_1, \alpha_2) + \psi_2(\alpha_3, \alpha_4) \tag{33}$$

où

$$\psi_1(\mathbf{B}^e, \alpha_1, \alpha_2) = \lambda(\alpha_1, \alpha_2)\, U(J^e) + \ldots \tag{34}$$

$$\ldots + \mu(\alpha_1, \alpha_2)\left(\frac{1}{2} tr\,\mathbf{B}^e - \log J^e\right)$$

Alors

$$\tau = \lambda(\alpha_1, \alpha_2)\, J^e \frac{d\,U(J^e)}{d\,J^e}\,\mathbf{1} + \mu(\alpha_1, \alpha_2)(\mathbf{B}^e - \mathbf{1}) \tag{35}$$

où

$$J^e = \det(\mathbf{F}^e)\ ,\ J = \det \mathbf{F}$$

U est une fonction arbitraire (à condition que la configuration non-déformée soit libre de contraintes).

La loi de comportement élastique (35) pour λ et μ constantes a déjà été utilisée dans des nouveaux algorithmes de calcul en plasticité finies, proposés dans [37-38]. Pour des petites déformations élastiques, la linéarisation de la loi (35) conduit au modèle de HOOKE bien connu. L'introduction des paramètres internes α_1 et α_2 permet la variation des constantes du modèle, due à l'endommagement.

b) Modèle élastique linéaire

Si on suppose que les déformations élastiques sont petites par rapport aux déformations plastiques, on peut utiliser le tenseur de déformations élastiques infinitésimales ε^e et on peut donc écrire

$$\psi(\varepsilon^e, \alpha) = \psi_1(\varepsilon^e, \alpha_1, \alpha_2) + \psi_2(\alpha_3, \alpha_4) \tag{36}$$

où

$$\psi_1(\varepsilon^e, \alpha_1, \alpha_2) = \frac{1}{2}\lambda(\alpha_1, \alpha_2)(tr\,\varepsilon^e)^2 + \mu(\alpha_1, \alpha_2)\, tr\,\varepsilon^{e^2} \tag{37}$$

Alors

$$\tau = \lambda(\alpha_1, \alpha_2)\, tr\,\varepsilon^e\ \mathbf{1} + 2\mu(\alpha_1, \alpha_2)\varepsilon^e \qquad (38)$$

Si α_1 et α_2 sont définis à partir des mesures du module de cisaillement $G \equiv \mu$ et du module de compressibilité K tel que $G = G_0(1-\alpha_1)$, $K = K_0(1-\alpha_2)$, [39], où G_0 et K_0 sont les modules élastiques du matériau vierge et $0 \leq \alpha_1 \leq 1$, $0 \leq \alpha_2 \leq 1$

on a

$$\lambda = K_0(1-\alpha_2) + \frac{2}{3} G_0(1-\alpha_1)\ ,\ \mu = G_0(1-\alpha_1) \qquad (39)$$

Évidemment, une variable d'endommagement D peut être introduite pour marquer la variation du module d'YOUNG sous la forme similaire

$$E = E_0(1-D)\ ,\ 0 \leq D \leq 1$$

en sachant que α_1, α_2 et D ne sont pas indépendants.

Par des mesures en traction sur le module élastique E et le coefficient de POISSON élastique ν [7], on a pu déterminer des variations de α_1 et α_2 en fonction de la déformation plastique logarithmique e_H^p pour quelques aciers (30CD4 34G).

L'influence d'une extrusion sur les variables, α_1, α_2 et D a aussi été mise en évidence. On a montré que l'endommagement croît plus rapidement dans les éprouvettes filées que dans les éprouvettes à l'état vierge.

Le modèle décrit par les équations (14)-(15)s'obtient en supposant que le coefficient de POISSON ν reste invariable au cours de la déformation plastique $\nu = \nu_0$. On a :

$$E = E_0(1-D)\ ,\ G = G_0(1-D)\ ,\ K = K_0(1-D),\ \lambda = \lambda_0(1-D), \qquad (40)$$

où

$$D = \alpha_1 = \alpha_2$$

L'écoulement plastique. Admettons que l'écoulement plastique est contrôlé par la composante plastique $\mathbf{D}^p$ de la décomposition additive du tenseur taux de déformation totale $\mathbf{D}$ défini comme la partie symétrique du tenseur gradient de vitesses

$$\mathbf{D} = (\nabla_x \vartheta)^s \quad où \quad \nabla_x \vartheta \equiv \mathbf{L} = \dot{\mathbf{F}}\mathbf{F}^{-1} \qquad (41)$$

Par $\dot{\mathbf{F}}$ on a noté la dérivée par rapport au temps (dérivée matérielle) de $\mathbf{F}$.

Cette décomposition n'est pas évidente comme dans le cas des petites déformations où on peut écrire à partir du tenseur des petites déformations

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}^e + \dot{\varepsilon}^p \tag{42}$$

où ε^e est le tenseur des déformations élastiques et ε^p le tenseur des déformations plastiques tel que

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p$$

Dans le cas des grandes déformations, différentes définitions pour $\mathbf{D}^p$ peuvent être envisagées, comme par exemple :

$$\mathbf{D}^p \equiv \mathbf{d}^p = \delta_c \mathbf{e}^p = \delta_c (\mathbf{e} - \mathbf{e}^e) \tag{43}$$

où par δ_c on a noté la dérivée de LIE (dérivée convective) [38].

$$\mathbf{D}^p \equiv \check{\mathbf{D}}^p = \mathbf{R}^e (\dot{\mathbf{F}}^p \mathbf{F}^{p-1}) \mathbf{R}^{eT} \tag{44}$$

où $\mathbf{R}^e$ est la rotation élastique définie par la décomposition polaire [40]

$$\mathbf{F}^e = \mathbf{R}^e \mathbf{U}^e = \mathbf{V}^e \mathbf{R}^{eT} \tag{45}$$

Des définitions analogues ont été formulées en utilisant des autres décompositions de la déformation, [41,42].

Si les déformations élastiques sont petites devant les déformations plastiques, à partir de la définition (44), on a

$$\mathbf{D} = \overset{\nabla}{\varepsilon}^e + \check{\mathbf{D}}^p + \mathbf{O}(\varepsilon^2) \tag{46}$$

où par $\overset{\nabla}{\varepsilon}^e$ on a noté la dérivée de JAUMANN de ε^e (dérivée en repère corotationnel total).

Soit $\varphi(\tau, Y; \alpha)$, le potentiel (dual) de dissipation, fonction convexe, non négative et nulle pour $\tau = y = 0$, α jouant le rôle de paramètres. Si on admet la structure des relations de comportement des matériaux standards généralisés, l'écoulement plastique va être défini par :

$$\mathbf{D}^p = \frac{\partial \varphi}{\partial \tau} \tag{47}$$

et les équations d'évolution des variables internes données par :

$$\dot{\alpha}_i = - \frac{\partial \varphi}{\partial Y_i} \quad , \; i = 1, \; .. \; , \; 4 \tag{48}$$

ou encore (pour les phénomènes de plasticité instantanée)

$$\mathbf{D}^p = \Lambda \; \frac{\partial \tilde{\varphi}}{\partial \boldsymbol{\tau}} \quad , \; \dot{\alpha}_i = - \Lambda \; \frac{\partial \tilde{\varphi}}{\partial Y_i} \tag{49}$$

où $\tilde{\varphi} \leq 0$ définit un convexe P, φ est la fonction indicatrice de $\tilde{\varphi}$, c'est-à-dire égale à zéro dans l'intérieur de P et égale à $+\infty$ à l'extérieur de P [43]. Λ va être déterminé par la condition de consistance $\dot{\tilde{\varphi}} = 0$.

Si le potentiel φ n'est pas connu ou pas facilement déterminé, par contre en supposant donné le potentiel de plasticité $F(\tau, Y_i; \alpha_i)$, on a la loi de plasticité associative normale qui donne :

$$\mathbf{D}^p = \Lambda \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\tau}} \tag{50}$$

Les lois d'évolution des autres paramètres internes qui doivent être postulés, soit

$$\dot{\boldsymbol{\alpha}}_i = \Lambda \, r_i(\boldsymbol{\tau}, Y_i; \boldsymbol{\alpha}_i) \tag{51}$$

ceci à condition que l'inégalité de CLAUSIUS-DUHEM soit vérifiée.

Supposons que la fonction **F**, qui pour un modèle isotrope doit être une fonction isotrope de $\boldsymbol{\tau}$, ne dépend que de $J_1(\boldsymbol{\tau})$ et $J_2(\boldsymbol{\tau}')$, soit $F(J_1, J_2, Y_i; \alpha_i)$

Alors l'écoulement plastique va être défini par les équations de comportement suivantes, décomposées en partie déviatorique et en partie sphérique :

$$\mathbf{D}^{p\prime} = \Lambda \; \frac{\partial F}{\partial J_2(\boldsymbol{\tau}')} \; \frac{\partial J_2(\boldsymbol{\tau}')}{\partial \boldsymbol{\tau}} \tag{52}$$

$$tr \; \mathbf{D}^p = 3\Lambda \; \frac{\partial F}{\partial J_1(\boldsymbol{\tau})} \tag{53}$$

Des formes particulières de F peuvent être utilisées comme par exemple *(1)-(9)*.

3. Application à la mise en forme

L'inclusion d'un modèle d'endommagement dans la description du processus de déformation plastique devient indispensable pour une approche nouvelle des limites de formage, mais aussi pour caractériser les effets engendrés par la mise en forme, en particulier la détérioration de la matière (l'état d'endommagement).

Quoique la nécessité de quantifier l'endommagement des métaux induit par les opérations de formage ait été soulignée à plusieurs occasions [44-45], les premières études à ce sujet ne sont apparues que très récemment, une fois que la modélisation de ce phénomène -même simplifiée au cas du comportement isotrope- a permis une telle évaluation.

Deux sortes d'applications vont être citées : la première concernant la détermination des cartes d'isoendommagement dans les produits forgés et la deuxième les courbes limites d'emboutissage.

3.1 Cartes d'isoendommagement

Soit le modèle d'endommagement basé sur la variable scalaire D définie par (12) et l'équation d'évolution suivante :

$$\dot{D} = \left[\frac{\langle \sigma^* - \sigma_D \rangle}{S(1-D)} \right]^s \frac{\dot{\sigma}^*}{S} \qquad (54)$$

où σ^* est une contrainte équivalente au sens de l'endommagement

$$\sigma^* = 2E(1-D)^2 Y \qquad (55)$$

σ_D, le seuil de l'endommagement, s et S des constantes du matériau, $\langle m \rangle = m$ si $m > 0$, $\langle m \rangle = 0$ si $m < 0$ [5].

Utilisant ce modèle dans [46] et [47] ont été tracées des cartes d'endommagement subi par le matériau lors du filage ou respectivement de l'écrasement par des calculs non-couplés à la déformation (l'intégration de l'équation (54), une fois le champ des contraintes déterminé).

Ainsi, dans le cas du filage ($2\alpha = 60°$, $r = 20$ % et $r = 60$ %), on peut observer que pour un acier 40CD4 ($\sigma_D = 621$ MPa, $s = 1.36$, $S = 600$ MPa) les zones les plus endommagées sont situées à la sortie de la filière proche de la surface libre et non pas sur l'axe du produit.

L'étude relative à l'écrasement des lopins cylindriques porte sur un acier 30CD4, considéré lors de deux états : «vierge» ($\sigma_D = 361$ MPa, $s = 1{,}042$, $S = 700{,}8$ MPa) et pré-déformé par extrusion à froid ($\sigma_D = 809$ MPa, $s = 0.958$, $S = 335{,}4$MPa). Les cylindres (hauteur h = 30 mm, diamètre $\emptyset$ = 20 mm) ont été respectivement comprimés jusqu'à 75,13 % de réduction pour le matériau vierge et 66,67 % de réduction pour le matériau filé.

La distribution de l'endommagement ainsi évaluée montre une importante hétérogénéité. La zone la plus endommagée se trouve sous le plateau au coin du lopin et non pas dans la région équatoriale.

Les quantifications ainsi obtenues confirment les résultats des études métallographiques [48,49], conformément auxquels, pour certains métaux, des fissures internes ont été observées à l'intérieur, avant qu'elles n'apparaissent sur la surface libre.

Ce point est très important dans l'appréciation de la formabilité d'un matériau (en utilisant des observations sur l'apparition des fissures uniquement sur la surface libre), mais aussi pour caractériser quantitativement l'état de santé du matériau après formage [50].

Une évaluation de l'endommagement basé sur un calcul couplé déformation-endommagement a été effectuée dans [51], utilisant le modèle à porosité variable défini par les relations (25)-(27).

Les iso-valeurs de la fraction volumique des cavités f_v ont été déterminées dans une pièce extrudée ($2\alpha = 60°$, $r = 36$ %) en acier SAE 4142.

3.2 Courbes limites d'emboutissage

Il est connu que d'un point de vue pratique deux types de courbes limites d'emboutissage peuvent également présenter un intérêt : courbes limites de rupture et courbes limites de striction. Pour leur détermination, des critères appropriés de rupture ductile respectivement des critères d'instabilité ou de bifurcation doivent être ajoutés aux modèles de comportement. La recherche de tels critères a fait l'objet de nombreuses études. On peut affirmer aujourd'hui que c'est seulement à partir des critères prenant en compte l'état local de la détérioration de la matière que l'on peut espérer formuler des prévisions fiables de l'apparition des défauts.

Des courbes limites de rupture ont été déterminées [34, 52, 53] utilisant le modèle d'endommagement à une variable scalaire D définie par (12).

Dans [53] une approche simplifiée est proposée utilisant l'équation d'évolution suivante :

$$\dot{D} = -\frac{Y}{S}\ \dot{p} \tag{56}$$

et sa solution sous forme explicite déduite moyennant des hypothèses simplificatrices pour les chargements proportionnels. (S est un coefficient du matériau, Y et p définis par les relations (19), (21). La déformation équivalente à la rupture p_r est définie par une valeur critique de l'endommagement D_{cr}. La courbe limite à la rupture (une quasi-droite) obtenue pour un acier doux est en bon accord avec les résultats expérimentaux [54].

L'équation d'évolution (54) où les constantes s et S ont été identifiées pour un duralumin et un cuivre [5] a été utilisée en [34]. L'intégration de l'équation a été obtenue numériquement dans l'hypothèse de déformation plane, ce qui est pratiquement le cas après le début de la striction dans une tôle mince. Le critère de rupture est défini aussi par une valeur critique D_{cr} de l'endommagement. Les résultats obtenus ont été comparés avec les résultats expérimentaux en faisant ressortir l'influence des paramètres du matériau sur la prévision des courbes limites de rupture.

La prise en compte de l'endommagement dans la détermination des courbes limites de striction a été considérée dans plusieurs études, mais surtout dans l'hypothèse des imperfections initiales non évolutives (endommagement initial) [55], soit des imperfections géométriques, soit des imperfections de structure.

Des approches basées sur le modèle à porosité variable et utilisant des critères de strictions localisées ont conduit en [56-57] à de meilleures prédictions en les comparant avec les observations, qu'en se servant des modèles classiques de comportement élastoplastique non-endommageable.

Références

1. FEIGEN M. Inelastic behaviour under combined torsion — Proc. 2nd U.S. National Congress of Applied Mechanics, 1954.
2. JUKOV A.M. Elastic properties of plastically deformed metals and combined loading — Inj. Sbornik *30*, 3-16, 1960
3. BELL J. The physics of large deformation of crystalline solids — Springer Tracts in Natural Phylosophy, Vol. 14, Springer-Verlag, BERLIN, 1968.
4. LEMAITRE J. et DUFAILLY J. Modélisation et identification de l'endommagement plastique des métaux — 3ème Congrès Français de Mécanique, GRENOBLE, 1977.
5. DUFAILLY J. Modélisation mécanique et identification de l'endommagement plastique des matériaux — Thèse de Docteur de 3ème Cycle, Université PARIS 6, 1980.
6. NOUAILHAS D. Étude expérimentale de l'endommagement plastique ductile anisotrope — Thèse de Docteur de 3ème Cycle, Université PARIS 6, 1980.
7. GATTOUFI B. Effets de la prédéformation due au filage sur le comportement des métaux — Thèse de Docteur de 3ème Cycle, Université PARIS 6, 1984.
8. GATTOUFI B., LE NEVEZ P., PREDELEANU M. Effects of cold forming on subsequent elasto-plastic behavior of metals — International Symposium on current trends and results in plasticity, UDINE (Italy), June 1983.
9. GATTOUFI B., MOUSSY F. Influence propre de la porosité sur la valeur du module d'Young — Compte rendu du Groupe de Réflexion «Endommagement», RCP-CNRS, I.R.S.I.D., Sept. 1983.
10. CORDEBOIS J.P. Comportement et résistance des milieux métalliques multi-perforés — J.M.A., Vol. 3, n° 1, 1979.
11. HASHIN Z. In "Mechanics of composite materials" — Proc. 5th Symp. Naval Struct. Mech., Pergamon Press, NEW YORK, 201-242, 1967.
12. HLAVACEK M. Effective elastic properties of materials with high concentration of aligned spheroidal pores — Int. J. Solid Structures, Vol. 22, n° 3, 315-332, 1986.
13. KUHN H.A. and DOWNEY C.L. Deformation characteristics and plasticity theory of sintered powder materials — Int. J. Powder Met. 7, 15, 1971.
14. MIELNICZUK J. Plasticity of porous metals — Colloque Intern., CNRS, VILLARS DE LANS, Juin 1983.
15. GURSON A.L. Continuum theory of ductile rupture by void-nucleation and growth : Part 1 : Yield criteria and flow rules for porous ductile media — Journal of Engineering Materials and Technology, 2-15, January 1977.
16. RICHARD C. Comportement macroscopique d'un matériau poreux en écoulement plastique — Thèse de Docteur de 3ème Cycle, Université PARIS 6, 1986.
17. BERG L.A. Plastic dilatation and void interaction — Proceedings of the Batelle Memorial Institute Symposium of Inelastic Processes in Solids, 171-209, 1969.
18. RICHMOND O., SPITZIG W.A. 15th I.C.T.A.M., TORONTO, 1980.
19. PERZYNA P. Constitutive modeling of dissipative solids for postcritical behavior and fracture — Journal of Engineering Materials and Technology, 1-10 , Oct. 1984.
20. TVERGAARD V., NEEDLEMAN A. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar — Acta Metallurgica 32, 157-169, 1984.
21. TVERGAARD V. Influence of voids on shearband instabilities under plane strain conditions — International Journal of Fracture, 17, 389-407, 1981.
22. ROUSSELIER G. Three-dimensional constitutive relations and ductile fracture — Proceedings of the I.U.T.A.M. Symposium of three-dimensional constitutive relations and ductile fracture, DOURDAN, France, 2-5 June 1980, 331-355, Edited by S. NEMATNASSER.

23. OYANE M. SHIMA S., KONO Y. Theory of plasticity for porous metals — Bull. J.S.M.E. 16, 1254-1262, 1973.
24. SHIMA S., MORI K., OSAKADA K. Analysis of metal forming by the rigid plastic finite element method based on plasticity theory for porous metals — Proceeding of the I.U.T.A.M. Symposium on Metal Forming Plasticity, TUTZING, 306-317, 1978, Edited by LIPPMANN.
25. DORAIVELU S.M. et al. A new yield function for compressible P/M materials — Int. J. Mech. Sci., Vol. 26, n° 9/10, 527-535, 1984.
26. KACHANOV L.M. Time of the rupture process under creep conditions — Izv. AKAD. NAUK.SSR, Otd. Tekh. Nauk., n° 8, 26-31 (in russian), 1958.
27. RABOTNOV Y.N. Creep rupture — Proceedings of the 12th Int. Congress Appl. Mech., STANFORD 1968, Springer-Verlag, 342-369, 1969.
28. KRAJCINOVIC D. Continuum damage mechanics — Applied Mechanics Reviews, *37*, n° 1, 1-6, 1984.
29. BELLONI G., BERNASCONI G., PIATTI G. Creep damage and rupture in AISI 310 Austenitic Steel-Meccanica, 84-96, June 1977.
30. BROBERG H. A new criterium for brittle creep rupture — Journal of Applied Mechanics, Vol. *41*, 809-811, 1974.
31. LEMAITRE J., CHABOCHE J.L. Aspect phénoménologique de la rupture par endommagement — Journal de Mécanique Appliquée, Vol. 2, n° 3, 317-365, 1978.
32. JALINIER J.M., ARGEMI R., BAUDELET B. Forming limit diagrams and damage in mild steel — Journal of Materials Science 13, 1142-1145, 1978.
33. LEMAITRE J., CHABOCHE J.L. Mécanique des matériaux solides, DUNOD, 1985.
34. CORDEBOIS J.P. Critères d'instabilité plastique et endommagement ductile en grandes déformations. Application à l'emboutissage — Thèse de Docteur ès Sciences Physiques, Université PARIS 6, 1983.
35. LADEVEZE P. Sur la théorie de la plasticité en grandes déformations — Rapport interne n° 9, L.M.T. CACHAN, 1981.
36. GELIN J.C. Modèles numériques et expérimentaux en grandes déformations plastiques et endommagement de rupture ductile — Thèse de Docteur ès Sciences Physiques, Université PARIS 6, 1985.
37. SIMO J.C. and PISTER K.S. Remarks on rate constitutive equations for finite deformation problems : computational implications — Comput. Meth. Appl. Mech. Engng., 46, 201-215, 1984.
38. SIMO J.C. and ORTIZ M. A unified approach to finite deformation elastoplastic analysis based on the use of hyperelastic constitutive equations — Comput. Meth. Appl. Mech. Engng, 49, 221-245, 1985.
39. LADEVEZE P. Sur une théorie de l'endommagement anisotrope — Rapport interne n° 34, L.M.T. CACHAN, Mars 1984.
40. SIDOROFF F. Incremental constitutive equation for large strain elastoplasticity — Int. J. Engng Sci., Vol. 20, n° 1, 19-26, 1982.
41. GREEN A.E. and NAGHDI P.M. A general theory of an elastic plastic continuum — Arch. Rat. Mech. Anal. *18*, 251, 1965.
42. KIM S.J. and ODEN J.T. Finite element analysis of a class of problems in finite elastoplasticity based on the thermodynamical theory of materials of type N — Comput. Meth. Appl. Mech. Engng, *53*, 277-302, 1985.
43. HALPHEN B. and NGUYEN Q.S. Sur les matériaux standards généralisés — J. de Mécanique, 14, 39-63, 1975.
44. ROGERS H.C. Prediction and effects of materials damage during deformation processing — dans "Metal Forming. Interaction between theory and practice", Editor A.L. HOFFMANER, Plenum Press, NEW YORK, LONDON, 1971.

45. ROGERS H.C. and COFFIN J.L.F. Structural damage in metal working-CIRP Int. Conference on manufacturing technology, Ann. Arbor, MICHIGAN, 1967.
46. DAHAN N., LE NEVEZ P. Méthode de calcul des grandes déformations plastiques et endommagement dans les pièces extrudées — Revue de Métallurgie, 557-566, Oct. 1983.
47. BELKHIRI L. Étude de la déformabilité des métaux lors de l'écrasement à froid — Thèse de Docteur de 3ème Cycle, Université PARIS 6, 1985.
48. LATHAM D.J. P.h.D. Thesis, University BIRMINGHAM, 1963.
49. LEE P.W. and KUHN H.A. Fracture in cold upset forging. A criterion and model — Metallurgical Transactions, 4, 969-974, April 1973.
50. PREDELEANU M., CORDEBOIS J.P. and BELKHIRI L. Failure analysis of cold upsetting by computer and experimental simulation — Proceedings of the NUMIFORM '86 Conference, GOTHENBURG, 277-282, 25-29 August 1986.
51. GELIN J.C., OUDIN J., RAVALARD Y. An improved finite element method for the analysis of damage and ductile fracture in cold forming processes — Annals of the CIRP, Vol. 34/1, 1985.
52. LEMAITRE J. How to use damage mechanics — Nuclear Engineering and Design, 80, 233-245, 1984.
53. LEMAITRE J. A three-dimensional ductile damage model applied to deep-drawing forming limits — dans "Mechanical behaviour of materials", Edited by J. CARLSSON and N.G. OHLSON, Vol. 2, 1047-1053, Pergamon Press, 1984.
54. GRUMBACH M. et SANZ G. Influence de quelques paramètres sur les courbes limites d'emboutissage — Revue de Métallurgie, Avril 1982.
55. JALINIER J.M. Mise en forme et endommagement — Thèse de Docteur ès Sciences Physiques, Université de METZ, 1981.
56. NEEDLEMAN A., TRANDAFYLLIDIS N. Void growth and local necking in biaxially stretched sheets — J. Eng. Mat. Tech., *100*, 164-169, 1978.
57. NEEDLEMAN A. and TVERGAARD V. Limits to formability in rate-sensitive metal sheets — dans "Mechanical behaviour of materials", Edited by J. CARLSSON and N.G. OHLSON, Vol. 1, 51-65, Pergamon Press, 1982.

Produit en collaboration avec:

AGENCE FRANÇAISE POUR LA MAÎTRISE DE L'ÉNERGIE
27, rue Louis Vicat
75015 Paris
tél. (1) 47.65.20.00

Conseil national de recherches Canada
National Research Council Canada
Institut de genie des materiaux
Industrial Materials Research Institute
Canada